ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-штамповочное, литейное и другие производства)

№ 2 февраль 2009

Председатель редакционного совета и Главный редактор
СЕМЁНОВ Е.И.

Зам. председателя редакционного совета:
ДЁМИН В.А.
КОЛЕСНИКОВ А.Г.

Зам. Главного редактора:
КЛЕЙЗЕР П.Е.
СЕРИКОВА Е.А.

Редакционный совет:
БЕЛЯКОВ А.И.
БЛАНТЕР М.С.
БОГАТОВ А.А.
БОКОВ А.А.
ГРОМОВ В.Е.
ГУН И.Г.
ЖЕСТКОВА И.Н.
ЗАРУБИН А.М.
КАПУСТИН А.И.
КАСАТКИН Н.И.
КОШЕЛЕВ О.С.
КРУК А.Т.
МОРОЗ Б.С.
МУРАТОВ В.С.
НАЗАРЯН Э.А.
ОВЧИННИКОВ В.В.
ПАСЕЧНИК Н.В.
ПОВАРОВА К.Б.
ПОЛЕТАЕВ В.А.
СЕМЁНОВ Б.И.
СУБИЧ В.Н.
ТРЕГУБОВ Г.П.
ТРУХОВ А.П.
ШАТУЛЬСКИЙ А.А.
ШЕРКУНОВ В.Г.
ЯКОВЛЕВ С.С.
ЯМПОЛЬСКИЙ В.М.

Ответственные за подготовку и выпуск номера:
ДЮБКОВА Н.В.
СЕРИКОВА Е.А.
МАКАРЕНКО Е.Д.
ГАНЖЕНКО А.Г.

Журнал зарегистрирован в Государственном Комитете Российской Федерации по печати.

Свидетельство о регистрации ПИ № 77-12218 от 29.03.02

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индекс по каталогу агентства "Роспечать" **81580**, по Объединенному каталогу "Пресса России" **39205**, по каталогу "Почта России" **60261**) или непосредственно в издательстве.

Тел.: (499) 268-47-19, 268-69-19
Факс: (499) 269-48-97
Http://www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Корниенко Э.Н., Бикулов Р.А. Тяжелая лигатура для получения высокопрочного чугуна . . . 3
Гордеев Б.А., Маслов Г.В., Игнатов В.С., Бугайский В.В. К вопросу диагностики чугунных отливок базовых деталей станков . . . 5
Одиноков В.И., Черномас В.В., Ловизин Н.С., Стулов В.В. Технология получения непрерывно-литых деформированных заготовок на литейно-ковочном модуле . . . 8
Артёменко Ю.А., Рыжков Е.В., Шеховцов С.Г., Агарков С.П. Способ обратно-ступенчатой наплавки износостойких сплавов . . . 11

Кузнечно-штамповочное производство

Арутюнов И.Е., Глизнуцин В.Е., Соколов И.В. Имитационное моделирование технологического процесса листовой штамповки . . . 13
Потапов А.И. Деформируемость кузнечных слитков и пути ее повышения. Часть 2. Высокоуглеродистые инструментальные стали . . . 15
Поликарпов Е.Ю. Обратное выдавливание толстостенных трубных заготовок из анизотропных материалов . . . 20

Прокатно-волочильное производство

Корчунов А.Г. Технология производства высокопрочной арматуры для железобетонных шпал современных магистралей . . . 25
Каргин Б.В., Каргин В.Р., Пастушенко Т.С. Исследование волочения труб с внутренним спиральным рифлением на короткой вращающейся оправке . . . 30

Материаловедение и новые материалы

Мыльников В.В., Чернышов Е.А., Шетулов Д.И. Влияние частоты циклического нагружения на сопротивление усталости высокопрочных конструкционных материалов . . . 33
Скуднов В.А. Применение комплексов разрушения синергетики для оценки состояния полуфабрикатов . . . 37
Букатый С.А. Применение эффекта нелинейности температурных характеристик материалов в заготовительном производстве для повышения точности деталей . . . 45

Информация

Арсентьева Н.С., Казанцев Е.А., Железняк Л.М., Дашкевич О.Н., Миллер А.В., Глухова О.Л. Коллекторные профили для электромашиностроения . . . 51
Довыденков В.А. Вязкость композиций порошок–связующее, в которых твердая фаза состоит из нескольких компонентов различной дисперсности . . . 54

Журнал входит в перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней

Журнал выходит при содействии:
Академии Проблем Качества Российской Федерации; Министерства образования и науки Российской Федерации; Воронежского завода тяжелых механических прессов; ЦНИИЧермет; ВНИИМЕТМАШ; ИМЕТ РАН; Каширского завода "Центролит"; АМУРМЕТМАШ

Перепечатка, все виды копирования и воспроизведения материалов, публикуемых в журнале "Заготовительные производства в машиностроении", допускаются со ссылкой на источник информации и только с разрешения редакции.

© "Издательство "Машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2009

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Forging and stamping, foundry and others productions)

№ 2 February 2009

Chairman of Editorial Committee and Editor-in-chief
SEMENOV E.I.

Chairman Assistants:
DEMIN V.A.
KOLESNIKOV A.G.

Editorial Assistants:
KLEYZER P.E.
SERIKOVA E.A.

Editorial Committee:
BELYAKOV A.I.
BLANTER M.S.
BOGATOV A.A.
BOKOV A.A.
GROMOV V.E.
GUN I.G.
ZHESTKOVA I.N.
ZARUBIN A.M.
KAPUSTIN A.I.
KASATKIN N.I.
KOSHELEV O.S.
CRUCK A.T.
MOROZ B.S.
MURATOV V.S.
NAZARYAN E.A.
OVCHINNIKOV V.V.
PASECHNIK N.V.
POVAROVA K.B.
POLETAEV V.A.
SEMENOV B.I.
SUBICH V.N.
TREGUBOV G.P.
TRUKHOV A.P.
SHATULSKY A.A.
SHERKUNOV V.G.
YAKOVLEV S.S.
YAMPOLSKY V.M.

This issue prepared with assistance of specialists:
DYUBKOVA N.V.
SERIKOVA E.A.
MAKARENKO E.D.
GANZHENKO A.G.

Journal is registered in State Committee of Russian Federation on printing. The certificate of registration ПИ № 77-12218 from 29.03.02

An advertiser is responsible for the promotional materials

Journal is spreaded on a subscription, which can be issued in any post office (index on the catalogue of the "Rospechat" agency **81580**, on the united catalogue "Pressa Rossii" **39205**, catalogue "Pochta Rossii" **60261**) or immediately in the edition of the journal.

Ph.: (499) 268-47-19, 268-69-19
Fax: (499) 269-48-97
Http://www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru

CONTENTS

Casting and Welding Productions

Kornienko E.N., Bikulov R.A. Heavy addition alloy for production of high-strength cast iron . . . 3
Gordeev B.A., Maslov G.V., Ignatov V.S., Bugaisky V.V. To the problem of the diagnostics of pig-iron castings of machine tools frame details . . . 5
Odinokov V.I., Chernomas V.V., Lovizin N.S., Stulov V.V. Technological features of combined process of obtaining continuously cast deformed blanks made in foundry-forging module . . . 8
Artemenko Yu.A., Ryzhkov E.V., Shehovtsov S.G., Agarkov S.P. Retroactive method of the pad weld of wear-resistant alloys . . . 11

Forging and Stamping Productions

Arutyunov I.E., Gliznutsin V.E., Sokolov I.V. Simulation modelling of technological process of sheet punching . . . 13
Potapov A.I. Deformability of forge ingots and directions of its improvement. Part 2. High-carbon instrumental steels . . . 15
Polikarpov E.Yu. Reverse extrusion of thick-walled pipe shells of the anisotropic materials . . . 20

Rolling and Drawing Productions

Korchunov A.G. The technology of high-strength armature for railway cross ties of modern highways . . . 25
Kargin B.V., Kargin V.R., Pastushenko T.S. Reseach drawing tubes with internal embosing based using short turning mandrel . . . 30

Physical Metallurgy and New Materials

Mylnikov V.V., Chernyshov E.A., Shetulov D.I. Influence of cyclic load frequency on resistance to fatique of high-firm construction materials . . . 33
Skudnov V.A. Application of synergy destruction complexes for condition estimation of semifinished items . . . 37
Bukatyi S.A. Application of the nonlinearity effect of temperature performances of materials in the blank production for utmost precision of parts . . . 45

Information

Arsenteva N.S., Kazantsev E.A., Zheleznyak L.M., Dashkevich O.N., Miller A.V., Gluhova O.L. Collector profiles for the electric machine engineering . . . 51
Dovydenkov V.A. Powder–binding compositions viscosity in which the solid phase consists of several components of different dispersivity . . . 54

Journal is included into the list of the Higher Examination Board for publishing of competitors for the academic degrees theses

Reprint is possible only with the reference to the journal "Blanking productions in mechanical engineering"

© "Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2009

УДК 621.74:669

Э.Н. Корниенко, **Р.А. Бикулов** *(Камская государственная инженерно-экономическая академия)*

Тяжелая лигатура для получения высокопрочного чугуна

Разработан, апробирован и предложен к внедрению новый состав тяжелой лигатуры для ковшового модифицирования расплава в процессе производства отливок из высокопрочного чугуна. Применение Fe–Ni–Mg–Ce лигатуры обеспечивает получение высокого комплекса физико-механических свойств сплава при рациональном расходе никеля и хорошем усвоении магния.

The new structure of heavy addition alloy for bucket modification of melt during castings manufacturing from high-strength cast iron is developed, approved and offered to introduction. Application of Fe–Ni–Ce–Mg addition alloys provide an alloy physical-mechanical properties high complex production at the efficient charge of nickel and good magnesium recovery.

Ключевые слова: тяжелая лигатура; высокопрочный чугун; ковшовое модифицирование; физико-механические свойства.

Key words: heavy addition alloy; high-strength cast iron; bucket modification; physical and mechanical properties.

В целях интенсификации процесса модифицирования чугунов, снижения угара магния, улучшения технологических свойств лигатуры, а также снижения расхода дорогостоящего и дефицитного никеля были проведены специальные исследования.

Опытные составы Ni–Mg–Ce лигатуры получали из шихты, состоящей из чушкового магния марки Мг96, гранулированного никеля и цериевого мишметалла.

В качестве флюса использовали техническую соль NaCl. Шихтовые материалы загружали в следующем соотношении: чушковый магний марки Мг96 – 15 %, никель гранулированный марки Н-3– 74 %, цериевый мишметалл марки МЦ40 – 1 %. Засыпку флюса производили из расчета 20 % от массы плавки.

Плавку вели в индукционной печи "Аджакс" емкостью 250 кг с кислой футеровкой. Сначала загружали магний. Чушки магния укладывали в тигле печи в вертикальном положении и покрывали слоем твердого флюса. Мощность печи 50 кВт. По мере расплавления магний осаживали ломиком на дно тигля. При нагреве магния до 1000 °С на поверхности формировался жидкоподвижный флюс. После достижения температуры 1100 °С в печь загружали гранулированный никель.

Введение неподогретого гранулированного никеля в расплавленный магний вызывало выбросы расплава из печи и значительное удлинение процесса плавки. Никель, перегретый до 1200 °С, приводил к испарению магния и сгоранию его в атмосфере со значительным пироэффектом и выбросами расплава. Поэтому была отработана технология плавки лигатуры с вводом в магний предварительно подогретого до температур 500...900 °С гранулированного никеля. Гранулированный никель прокаливали под газовой горелкой и загружали в печь порциями по 3...5 кг с перерывом в 1...2 мин. После полного расплавления никеля в расплав вводили расчетное количество цериевого мишметалла, выдерживали 3 мин и разливали в кокили емкостью 5...10 кг.

Для предотвращения окисления поверхность расплава покрывали слоем гранулированного графита. Опытно-промышленные испытания лигатуры проводили при выплавке высокопрочного чугуна с использованием шихтовых материалов, применяемых в производстве серого и ковкого чугуна. Никель-магний-цериевую лигатуру, предварительно дробленную до фракции 30...70 мм, загружали на дно ковша вместе с ферросилицием ФС75 фракции 5...20 мм. Чугун перед

1. Химический состав чугуна в образцах

Номер ковша	Содержание элементов, % мас.							
	C	P	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Ti
1	3,4	0,074	2,93	0,53	0,036	0,60	0,12	0,036
2	3,55	0,073	2,97	0,51	0,035	0,60	0,12	0,035
3	3,45	0,067	3,02	0,51	0,040	0,60	0,12	0,042

сливом в ковши подогревали в печи выдержки до температуры 1520 °С.

При визуальном наблюдении процесс модифицирования протекал ровно, практически не отличаясь от техпроцесса с использованием обычно применяемой Fe–Mg–Ce лигатуры.

После модифицирования чугуна отливали клиновые заготовки, из которых вырезали образцы на механические испытания и химический анализ (табл. 1). Чугун в образцах имеет структуру высокопрочного чугуна. Металлическая основа ферритная, с содержанием перлита 15...25 %. Графит шаровидный правильной и неправильной формы составляет 8...10 % от площади шлифа. Твердость образцов 202...215 НВ. Структура и механические свойства чугуна в образцах соответствуют марке ВЧ 56.

Разработанный состав Ni–Mg–Ce лигатуры и технологический процесс ее получения в печи ИСТ-04 емкостью 400 кг внедрен в серийное производство на литейном заводе ОАО "КАМАЗ". Однако острый дефицит никеля ограничивает использование указанной лигатуры в автомобильной промышленности. В этой связи в данной работе выполнены исследования по созданию "тяжелой" лигатуры с уменьшенным содержанием никеля. С этой целью разработан новый состав лигатуры [1], который получается путем сплавления железоуглеродистой составляющей с содержанием 4,0...4,5 % углерода (безкремнистый заэвтектический чугун) с расплавом никель-магний-цериевого сплава в соотношении 1:0,333 по массе. При этом каждый сплав перегревается на 50...150 °С выше температуры ликвидуса, которая для лигатуры составляет 1080...1100 °С.

Для повышения литейных свойств лигатуры дополнительно в расплав вводится 0,5...2 % мас. фосфора, при помощи добавки феррофосфора марки ФФ18 (ТУ 14-5-72–80). В целях усвоения магния в лигатуре осуществляется перемешивание расплава электромагнитным способом непосредственно в печи. Опытные составы лигатур из смешиваемых железоуглеродистых и никель-магниевых расплавов приведены в табл. 2.

Выплавка в раздельных агрегатах никель-магниевого расплава с содержанием 20...30 % магния и железоуглеродистого расплава с содержанием 4,0...4,5 % углерода позволяет интенсифицировать процесс получения лигатуры.

Содержание магния в никель-магниевом расплаве выше 30 % вызывает при нагреве до температуры, превышающей температуру ликвидуса на 50 °С, выбросы расплава из печи, связанные с появлением химически не связанного с никелем свободного магния. При содержании магния менее 10 % падает жидкотекучесть расплава и расходуется значительное количество никеля, присутствие которого, с технологической точки зрения, излишне и вызывает удорожание лигатуры. Пределы содержания углерода в железоуглеродистом сплаве ограничены недопустимостью перегрева железоуглеродистого расплава выше температуры 1300 °С, которая является критической и для никель-магниевой лигатуры.

Соотношение никель-магниевого компонента и железоуглеродистого может меняться в пределах 3/1...1/3. Отношение, большее чем 3/1, вызывает неоправданный перерасход никеля и магния в лигатуре,

2. Исходные компоненты, составы и свойства Fe–Ni–Mg–Ce лигатуры

Номер опыта	Содержание, % мас.			Температура нагрева расплава, °С		Соотношение масс железоуглеродистого и никель-магниевого расплавов	Время от начала расплавления до начала разливки лигатуры, мин	Усвоение магния в лигатуре, %	Жидкотекучесть расплава лигатуры, м
	Mg в никель-магниевом сплаве	C в железоуглеродистом расплаве	P в железоуглеродистом расплаве	никель-магниевого	железоуглеродистого				
1	10	4,0	0,04	1300	1300	1:3	50	92	0,32
2	22	4,28	0,50	1250	1250	1:3	42	94	0,47
3	30	4,5	0,04	1200	1200	3:1	46	88	0,44
4	30	4,35	1,00	1250	1250	3:1	40	92	0,62
5	30	4,3	2,00	1250	1250	1:1	43	96	0,76
6	8	3,9	0,04	1310	1310	4:1	60	93	0,20
7	32	4,55	0,04	1190	1190	1:4	40	72	0,26
8	30	4,3	0,036	1250	1250	1:1	49	98	0,68

3. Химический состав и механические свойства ВЧШГ до (1) и после (2) модифицирования Fe–Ni–Ce–Mg лигатурой

№ п/п	Содержание элементов, % мас.									HB	σ_0, МПа	δ, %
	C	S	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Ti	Mg			
1	4,0	<0,03	2,25	0,33	0,044	0,52	0,12	0,011	–	220	380	18,0
2	3,6	<0,03	2,59	0,33	0,049	0,78	0,12	0,017	0,039	160...180	630	18,2

отношение меньше 1/3 вызывает значительный пироэффект и угар магния при смешивании. Оптимальный состав лигатуры по основным компонентам, % мас.: 46...52 Fe; 34...42 Ni; 10...11,2 Mg; 2,2...2,8 C [1].

В табл. 3 приведен химический состав ВЧШГ до и после модифицирования указанной лигатурой.

Как видно из табл. 3, при модифицировании чугуна Fe–Ni–Ce–Mg лигатурой, из расчета 13 кг на 2,2 т жидкого чугуна, обеспечивается хорошее усвоение Mg при значительном уменьшении расхода дефицитного никеля. При этом наблюдается повышение прочностных и пластических характеристик у ВЧШГ, которые превосходят таковые для известного ВЧШГ марки ВЧ 56, ранее применявшегося на литейном заводе ОАО "КАМАЗ".

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Колесников М.С., Корниенко Э.Н.** Разработка высокопрочных чугунов с повышенными специальными свойствами. Набережные Челны: КГПИ, 1999. 173 с.

Эрнест Николаевич Корниенко, д-р техн. наук;
Ринат Абдуллаевич Бикулов, канд. техн. наук

УДК 539.3.534.222

Б.А. Гордеев *(Нижегородский филиал ИМАШ РАН),* **Г.В. Маслов** *(НГТУ им. Р.Е. Алексеева),*
В.С. Игнатов *(ЗАО "Производство фрезерных станков", г. Н. Новгород),*
В.В. Бугайский *(Нижегородский филиал ИМАШ РАН)*

К вопросу диагностики чугунных отливок базовых деталей станков

Изложен метод интегральной диагностики чугунных отливок. При обработке информационных сигналов использованы центральные моменты высших порядков при Гауссовом распределении погрешностей.

Integrated diagnostics method of pig-iron castings is stated. At handling information signals, the central moments of the higher orders were used for Gaussian allocation of errors.

Ключевые слова: метод интегральной диагностики; акустический метод; чугунная отливка; металлорежущий станок; корпусная (базовая) деталь; импульсная нагрузка (удар); эксперимент; скорость ударной волны; индентор; взаимосвязь; корреляция.

Key words: integrated diagnostics method; acoustic method; pig-iron casting; machine tool; frame (basic) detail; pulsed load (shock); experiment; shock wave velocity; indenter; correlation.

В заготовительных производствах отечественных металлорежущих станков, в частности фрезерных, возможны случаи использования литых базовых (корпусных) деталей станков, отработавших свой ресурс. В связи с этим возникает (иногда по просьбе заказчиков) задача о необходимости проведения технической диагностики таких деталей для определения их пригодности для дальнейшей эксплуатации. Специфика подобных задач заключается в том, что процессы контроля и диагностики должны быть неразрушающими, т.е. не нарушающими геометрии исследуемых деталей.

В общей проблеме эксплуатационного мониторинга ответственных технических объектов (в данном случае металлорежущих станков) задача неразрушающего контроля характеристик эксплуатационного и морального износа чугунных отливок является актуальной.

Одним из основных вопросов в задаче мониторинга технического состояния чугунных отливок является выбор оптимального метода определения характеристик поврежденности для установления соответствующих функциональных свойств и корреляционных связей между различными диагностическими признаками.

Анализ возможностей существующих неразрушающих методов контроля поврежденностей и механических напряжений в структурно-неоднородных материалах показал, что в заводских условиях наиболее эффективным является акустический метод [1–3]. Поэтому на предварительном этапе исследований апробировали различные акустические методы диагностики для конкретных форм чугунных отливок. В результате для проведения эксперимента выбрали интегральный способ определения скорости распространения фронта пакета акустических волн, возбуждаемых в отливках корпусных деталей с помощью специальных инденторов.

В основу такого способа диагностики положен многократно подтвержденный факт: скорость распространения акустических волн в неоднородных средах является функцией поврежденности материала [4, 5]. Поэтому в качестве основного диагностического признака приняли скорость распространения акустических волн в деталях.

Эксперимент проводили на 15 чугунных отливках корпусных деталей несущих конструкций фрезерных станков 2-го и 3-го габаритов. Среди них было шесть новых и девять старых отливок станков, отработавших свой ресурс. Различие в датах изготовления отливок составляло 21 год. Материал деталей – серый чугун СЧ 20 с пластинчатым графитом. Максимальные размеры отливок не превышали 3 м. Наибольшая масса 1 т. Поверхностная твердость деталей 165...216 НВ. При этом средняя поверхностная твердость новых деталей составляла 177 НВ, старых – 189 НВ.

Суть проводимого эксперимента заключалась в следующем.

На выбранной плоской поверхности контролируемой детали *1* (рис. 1) на строго определенном (базовом) расстоянии *S* друг от друга устанавливали два вибрационных датчика *2* и *3*. С помощью индентора *4* по детали в точке *a* (расположенной на прямой, соединяющей датчики) наносится удар. В результате удара в детали возбуждался пакет акустических волн. Моменты времени прохождения фронтом волнового пакета точки крепления датчика *2*, а затем датчика *3* фиксировались специально разработанной аппаратурой.

Скорость распространения акустической волны в детали вычисляли по формуле

$$V = S/\tau,$$

где τ – время прохождения фронтом волнового пакета расстояния *S* между датчиками.

На предварительном этапе эксперимента установили, что скорость распространения акустической волны в детали не зависит от силы удара, от типа используемого для удара индентора, а также от способа крепления детали и занимаемой ей позиции в пространстве. Однако из-за наличия в материале детали эффекта поглощения волн ударный импульс подбирался таким образом, чтобы его уровень был достаточным для прохождения волной выбранного базового расстояния *S* между датчиками.

Далее эксперимент проводили при следующих условиях. Диагностируемую деталь располагали горизонтально на полу цеха на металлических или деревянных опорах *5, 6* (см. рис. 1). Детали в зависимости от длины разделили на две группы: до 1,5 м и более 1,5 м. Для деталей с меньшей длиной расстояние S = = 800 мм, для деталей с большей длиной S = 1292 мм.

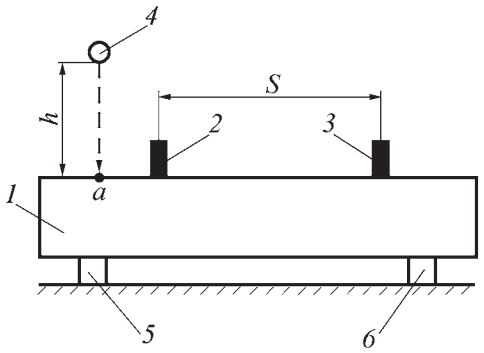


Рис. 1. Схема проведения эксперимента:
1 – деталь; *2, 3* – виброизмерительные датчики; *4* – шарик (индентор); *5, 6* – опоры

Возбуждение ударного импульса в диагностируемой детали осуществлялось вследствие падения на одну из ее горизонтально расположенных поверхностей стального шарика массой 8 г и диаметром 12,7 мм. При S = 800 мм (для деталей 1-й группы) высота падения h = 120 мм; при S = 1292 мм (для деталей 2-й группы) h = 298 мм. После отскока шарик подхватывался, благодаря чему предотвращались повторные удары.

Для исключения влияния высокочастотных гармонических составляющих на результаты измерений были выбраны вибрационные датчики акселерометрического типа с собственной частотой порядка 100 кГц. Поэтому высокочастотные ультразвуковые составляющие спектра волнового пакета порядка 500 кГц и выше поглощались не только в материале отливок, но и отфильтровывались датчиками.

Скорости распространения акустических волн в деталях измеряли с помощью специально созданной экспериментальной установки. Ее структурная схема приведена на рис. 2.

Поясним работу схемы. В результате удара шариком *4* (см. рис. 1) по поверхности детали *1* в точке *a* возбуждается пакет акустических волн широкого частотного диапазона.

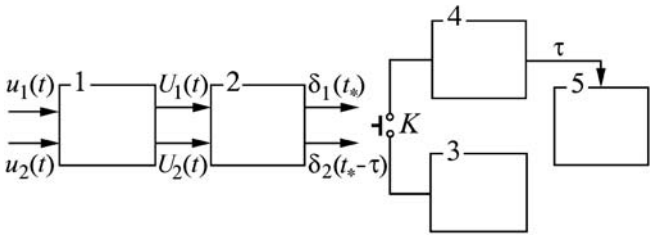


Рис. 2. Принципиальная схема установки для измерения времени τ прохождения фронтом волнового пакета базового расстояния *S* между датчиками:
1 – усилитель; *2* – компаратор; *3* – кварцевый генератор; *4* – счетчик импульсов; *5* – блок индикации результатов измерения; *K* – управляемый нормально открытый контакт

Сигнал, генерируемый за время проведения эксперимента датчиком *2*, определяется выражением

$$u_1(t) = \begin{cases} 0, & t_1 < t < t_*; \\ \hat{u}_1(t), & t_1 > t > t_*, \end{cases}$$

где t_*, t_1 – момент времени достижения фронтом волнового пакета и время затухания волн соответственно в точке крепления датчика *2*; $\hat{u}_1(t)$ – некоторая нелинейная функция времени, определяемая суммой разночастотных затухающих гармоник волнового пакета.

Сигнал, генерируемый датчиком *3* за время проведения эксперимента:

$$u_2(t) = \begin{cases} 0, & t_2 < t < (t_* + \tau); \\ \hat{u}_2(t), & t_2 > t > (t_* + \tau), \end{cases}$$

где t_2 – время затухания волн в месте крепления датчика *3*; $\hat{u}_2(t)$ – функция, аналогичная по определению функции $\hat{u}_1(t)$.

Сигналы с датчиков $u_1(t)$ и $u_2(t)$ поступают на вход двухканального усилителя *1* (см. рис. 2). Усиленные сигналы

$$U_1(t) = k\hat{u}_1(t) \text{ и } U_2(t) = k\hat{u}_2(t),$$

где k – коэффициент усиления, в моменты времени t_* и $(t_*+\tau)$ соответственно поступают на вход двухканального компаратора *2*, представляющего собой *R–S* триггер, включенный по счетному входу.

На выходе компаратора формируются два импульса: вначале импульс $\delta_1(t_*)$, затем через время τ импульс $\delta_2(t_*-\tau)$. Оба импульса управляют состоянием нормального открытого контакта *K*. Импульс $\delta_1(t_*)$, замыкая контакт *K*, подключает к счетчику импульсов *4* кварцевый генератор *3* стандартных сигналов. Через время τ импульс $\delta_2(t_*-\tau)$ размыкает контакт *K* и отключает генератор от счетчика. Подсчитанное счетчиком число *N* тактовых импульсов генератора передается в блок индикации результатов измерения *5*, где время прохождения фронтом волнового пакета расстояния между датчиками определяется как

$$\tau = N/f,$$

где f – частота следования тактовых импульсов генератора.

Во время эксперимента $f = 20$ МГц, поэтому τ в исследуемом объекте измерялось с точностью до 10^{-7} с.

Для каждой детали эксперимент повторяли не менее 25 раз. Полученные экспериментальные данные подвергали статистической обработке. Анализ обработанных данных показал следующее.

Значения математических ожиданий $M(V)$ скоростей распространения фронта волнового пакета для старых и новых деталей, как правило, отличаются не более чем на 10 %, что свидетельствует о примерно одинаковых уровнях внутренних напряжений в старых и новых деталях.

Для старых деталей коэффициент K_{VT} корреляции скорости V и поверхностной твердости T близок к нулю, что свидетельствует о независимости величин V и T.

Для новых деталей случайные величины V и T коррелируются слабо ($K_{VT} = -0{,}56$). Поэтому в обоих случаях случайные величины V и T можно считать практически независимыми.

Для оценки отклонений распределений частот повторения экспериментальных данных от теоретического нормального закона распределения использовались асимметрия и эксцесс, характеризующие искажение вершины кривой распределения.

Асимметрия и эксцесс могут быть равными нулю, положительными или отрицательными. Для нормального закона распределения асимметрия и эксцесс равны нулю.

Асимметрия положительна, если наибольшая часть кривой распределения расположена справа от математического ожидания, и отрицательна, если слева.

Эксцесс положителен, если кривая распределения имеет более острую вершину, чем чисто нормальная кривая. Эксцесс отрицателен, если кривая распределения имеет более низкую и плоскую вершину.

Анализ полученных экспериментальных данных показал, что для новых отливок асимметрия и эксцесс имеют тенденции к отрицательным значениям. Дисперсия в новых отливках и поглощение акустического сигнала (при одинаковых расстояниях между датчиками) меньше, чем в старых. Дополнительное поглощение акустического сигнала в старых отливках составляет примерно 3...5 дБ).

Выводы

Скорость распространения акустических волн в старых и новых отливках из серого чугуна СЧ 20, имеющих поверхностную твердость 165...216 НВ, практически одинаковая. Это означает, что по физико-механическим свойствам старые отливки корпусных деталей несущих систем металлорежущих станков пригодны для использования в новых станках.

Замеченные для чугунных отливок отличия в тенденциях изменения таких оценочных критериев отклонения распределения частот повторения экспериментальных данных от теоретического нормального закона, как асимметрия и эксцесс, требуют дальнейшего более глубокого изучения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Буденков Г.А., Новожилов В.А., Шабалин В.Г.** Ультразвуковой метод контроля твердости поверхности изделий из чугуна // Дефектоскопия. 1992. № 8. С. 18–23.

2. **Абаренкова С.Г. и др.** Акустический метод изучения микровключений и внутренних напряжений в материалах ферритов // Дефектоскопия. 1989. № 1. С. 81–88.

3. **Ерофеев В.И.** Плоские стационарные волны в поврежденной среде с микроструктурой // Акустический журнал. 1994. Т. 40. № 1. С. 67–70.

4. **Ерофеев В.И., Потапов А.И.** Нелинейные продольные волны в упругих средах с моментными напряжениями // Акустический журнал. 1991. Т. 37. № 3. С. 477–483.

5. **Углов А.П., Мишакин В.В., Попов Б.Е.** Обнаружение усталостных повреждений акустическим методом // Дефектоскопия. 1989. № 11. С. 60–64.

Борис Александрович Гордеев, д-р техн. наук;
Геннадий Васильевич Маслов, д-р техн. наук;
Владимир Сергеевич Игнатов, ведущий инженер;
Виктор Васильевич Бугайский, науч. сотрудник

В.И. Одиноков, В.В. Черномас, Н.С. Ловизин, В.В. Стулов
(Институт машиноведения и металлургии ДВО РАН, г. Комсомольск-на-Амуре)

Технология получения непрерывно-литых деформированных заготовок на литейно-ковочном модуле

Разработаны и изготовлены литейно-ковочные модули вертикального и горизонтального типа, позволяющие получать из расплавленного металла в непрерывном режиме деформированный профиль заданного поперечного сечения. Приведены технологические особенности получения непрерывно-литых деформированных заготовок (НЛДЗ), а также результаты металлографических исследований образцов НЛДЗ из алюминия А99 и стали Ст3сп.

To obtain continuously cast deformed blanks (CCDB) made from ferrous and nonferrous metals, we propose the technology and corresponding set of equipment are developed. Two constructive variants of FFM are possible, namely, with vertical or horizontal arrangement of crystallizer. The features of obtaining CCDB and results of metallographic researching of CCDB samples from aluminium A99 and steel St3sp are presented.

Ключевые слова: литье; деформация; литейно-ковочный модуль; непрерывно-литая деформированная заготовка.

Key words: foundry; deformation; foundry-forging module; continuously cast deformed blank.

Начиная с середины сороковых годов прошлого века, в России и за рубежом проводятся исследования в области разработки совмещенных технологических процессов (СТП) производства арматурных, сортовых и фасонных профилей из цветных и черных сплавов.

Сущность СТП заключается в совмещении отдельных технологических операций, групп операций или отдельных технологических процессов в едином технологическом потоке, что приводит к значительному уменьшению энергетических затрат по сравнению с традиционным прокатным производством.

Одним из направлений СТП является разработка и использование литейно-прокатных модулей (ЛПМ) для совмещения в едином технологическом потоке двух технологических процессов – непрерывного литья и прокатки [1, 2].

Наряду с преимуществами ЛПМ имеют недостатки, которые связаны с потребностью в достаточно больших производственных площадях под размещение технологического оборудования, а также в производственных площадях для размещения дополнительных ветвей конвейеров для накопления заготовок. Это необходимо в случае возможного рассогласования скоростей разливки на машине непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) и скоростей прокатки на прокатной клети или прокатном стане.

Кроме того, в составе накопительных ветвей конвейеров зачастую используются нагревательные методические печи, которые служат для поддержания температуры заготовок в заданных температурных интервалах, отвечающих требованиям технологического процесса прокатки. Это приводит к дополнительным энергетическим и материальным затратам и, как следствие, увеличивает себестоимость производимой на ЛПМ продукции. Компоновка большинства ЛПМ построена на последовательном совмещении МНЛЗ и прокатных клетей или прокатных станов.

Другим направлением развития СТП является разработка компактных агрегатов и устройств, в которых одновременно совмещены несколько технологических процессов. Разработкой таких СТП и комплексов оборудования для их реализации занимается коллектив сотрудников Института машиноведения и металлургии ДВО РАН (г. Комсомольск-на-Амуре).

Авторами статьи разработаны технология и комплекс оборудования для получения непрерывно-литых деформированных заготовок (НЛДЗ). Сущность разработанного технологического процесса заключается в совмещении в одном устройстве трех технологических процессов, а именно непрерывного литья, жидкой штамповки и горячей обработки металлов давлением.

В состав комплекса оборудования входят: плавильный агрегат, заливочно-дозирующее устройство и литейно-ковочный модуль (ЛКМ) с регулируемым приводом.

ЛКМ, реализующий идею полного совмещения процессов кристаллизации жидкого металла и его последующего деформирования в заданный профиль, выполнен в виде кристаллизатора с подвижными стенками, которые осуществляют: отвод тепла из зоны кристаллизации; подачу металла в зону деформации; обжатие металла в заданный профиль; калибровку и выдачу профиля.

Разработаны два конструктивных варианта ЛКМ: ЛКМ с вертикальным расположением кристаллизатора (с вертикальным направлением выхода НЛДЗ) и ЛКМ с горизонтальным расположением кристаллизатора (с двухсторонним горизонтальным направлением выхода НЛДЗ).

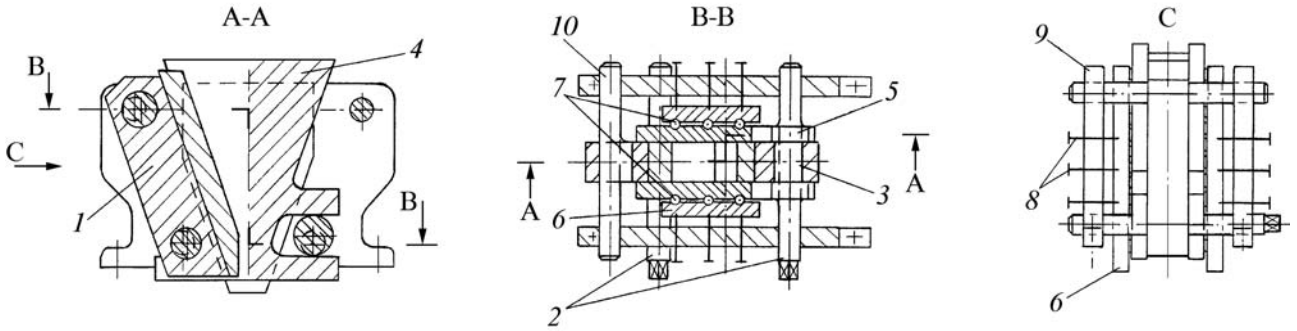


Рис. 1. Схема литейно-ковочного модуля вертикального типа

На рис. 1 приведена принципиальная схема ЛКМ вертикального типа (ВЛКМ) [3–5]. Две противоположные стенки кристаллизатора, являющиеся торцевыми поверхностями подвижных суппортов *1* с закрепленными на них элементами системы охлаждения и профилирования (на рис. 2 не приведены), имеют участки с различными углами наклона и делят объем кристаллизатора на зоны кристаллизации, обжатия и калибровки.

Суппорты синхронно приводятся в движение эксцентриковыми втулками *3* валов *2*, *10*. Валы *10* могут быть как приводными, так и не приводными. Противоположное направление вращения валов *2* обеспечивает одновременное сближение или удаление рабочих поверхностей суппортов от оси установки, поэтому при вращении приводных валов происходят циклический захват, обжатие и продвижение вдоль оси установки затвердевающего металла. Разовое обжатие в сечении рабочего объема кристаллизатора составляет $4e_1$ (e_1 – эксцентриситет втулок валов суппорта).

Две другие стенки кристаллизатора образованы рабочими поверхностями боковых щек *4*, которые также с помощью эксцентриковых втулок *5* совершают прямолинейное возвратно-поступательное движение с амплитудой e_2 (e_2 – эксцентриситет втулки боковой щеки) синхронно с движением суппортов. Ориентация эксцентриситетов втулок суппортов и боковых щек обеспечивает подачу металла на выход при расхождении рабочих поверхностей суппортов на величину $2e_2$ и проскальзывание боковых щек в начальное положение при сближении суппортов.

Неподвижные опорные плиты *6* через плоские подшипники качения *7* нажимными винтами *8* прижимают щеки *4* к боковым стенкам суппорта, обеспечивая герметичность стыков между стенками кристаллизатора при действии распорных сил деформируемого металла.

Стойки станины *9* крепятся к фундаменту анкерными болтами и жестко фиксируются относительно друг друга стяжками (на рис. 1 не приведены) или боковыми стенками станины.

На рис. 2 представлена опытно-промышленная ВЛКМ. Установка имеет следующие технические характеристики: производительность – 2,5...6 м/мин; габаритные размеры без привода – 1000×1000×500 мм; мощность электропривода – 60 кВт; площадь поперечного сечения получаемого профиля – 100...1600 мм^2; степень деформации изделий (регулируемая) – до 0,8. В качестве плавильного агрегата используется индукционная плавильная печь ППИ-0,06.

На этой установке были изготовлены образцы НЛДЗ с размерами поперечного сечения 60×18 мм и длиной 500 мм из стали Ст3сп (рис. 3), при этом степень обжатия заготовки в калибрующей части кристаллизатора ВЛКМ составляла 0,6 (e_1 = 5 мм; e_2 = = 20 мм); начальная температура кристаллизатора ВЛКМ – 400 °С; температура заливки – 1540 °С; скорость выхода НЛДЗ – 1,5 м/мин.

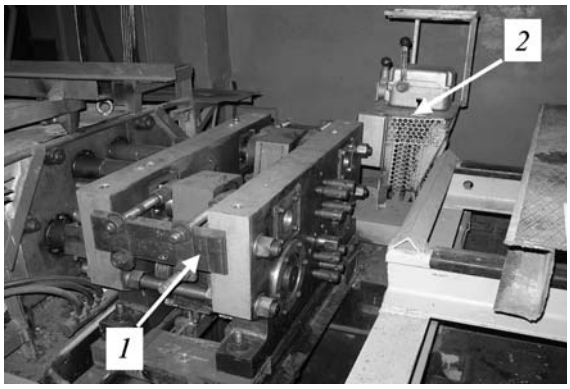


Рис. 2. Литейно-ковочный модуль вертикального типа:
1 – рабочая клеть; *2* – пульт управления

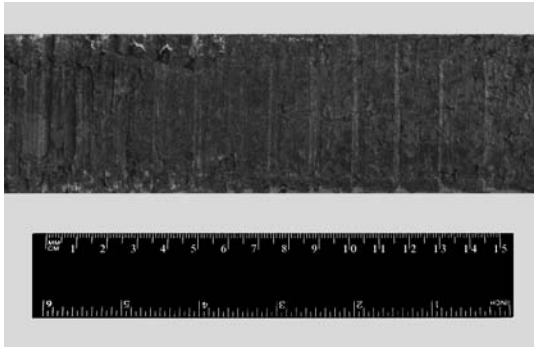


Рис. 3. Образец НЛДЗ из стали Ст3сп, изготовленный на ВЛКМ

При исследовании микроструктуры установили, что в центральной части образца НЛДЗ феррито-перлитная структура с элементами видманштеттовой структуры, а в слоях на расстоянии примерно 4 мм от обеих поверхностей в глубь образца (при общей толщине образца НЛДЗ 18 мм) мелкозернистая структура, которая характерна для образцов после горячей деформации и последующего отжига.

Размер зерна соответствует номеру зерна *G* 7...9 (шкала 1 по ГОСТ 5639–82) со средним условным диаметром зерна 0,0267 мм для *G* 7, 0,0196 мм для *G* 8 и 0,0138 мм для *G* 9. Присутствуют участки с явными следами деформации, на которых просматривается даже полосчатость (балл 1, шкала 3, ряд Б по ГОСТ 5640–68).

На рис. 4 приведена принципиальная схема ЛКМ горизонтального типа (ГЛКМ) [6–8]. ГЛКМ включает в себя водоохлаждаемый кристаллизатор, состоящий из двух боковых стенок *1*, каждая из которых закреплена в суппорте *2* и приводится в движение двумя приводными эксцентриковыми валами *3*, вращающимися навстречу друг другу в подшипниках, установленных в верхней *5* и нижней *6* стенках, приводящихся в движение в горизонтальной плоскости от одной из пар приводных эксцентриковых валов *3* и плотно прижимающихся к боковым частям нажимными устройствами *7*, установленными в стенках *4* станины через устройство *8*, представляющее собой плоский подшипник с шариками.

Боковые стенки *1* имеют наклонные и прямые участки. В верхней плите предусмотрено окно для установки разливочного стакана. Такое же окно имеет и верхняя стенка *4* станины. Пара приводных эксцентриковых валов *3* приводит в движение верхнюю *5* и нижнюю *6* стенки через эксцентрики *10*. При установившейся работе жидкий металл через разливочный стакан, установленный в окнах стенки *4* станины и верхней *5* стенки, заливается в сборный кристаллизатор, образующий бункер, где происходит кристаллизация металла путем отвода тепла подвижными стенками кристаллизатора и деформация затвердевшего металла.

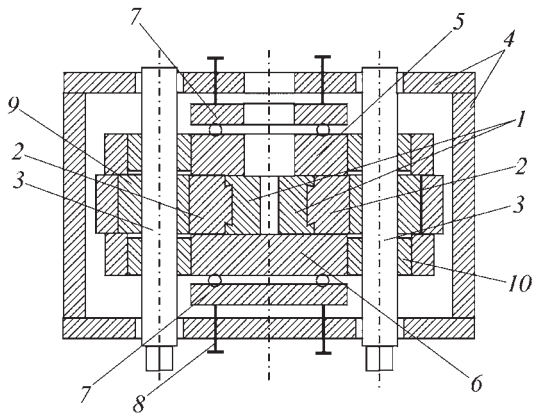


Рис. 4. Схема литейно-ковочного модуля горизонтального типа

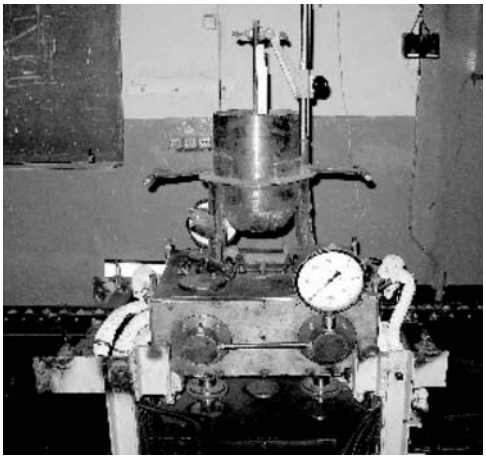


Рис. 5. Литейно-ковочный модуль горизонтального типа

При вращении приводных эксцентриковых валов боковые стенки *1* кристаллизатора совершают навстречу друг другу сложное движение в горизонтальной плоскости по замкнутой траектории, характеризуемое величиной эксцентриков *9*, их ориентацией относительно друг друга и направлением вращения валов в каждой боковой стенке. Такое движение боковых стенок способствует деформации закристаллизовавшегося металла и попеременной выдаче заготовки.

На рис. 5 приведена опытно-промышленная ГЛКМ. Установка имеет следующие технические характеристики: производительность – 2,5...6 м/мин; габаритные размеры без привода – 550×450×250 мм; мощность электропривода – 9 кВт; площадь поперечного сечения получаемого профиля – 100...600 мм^2 ; степень деформации изделий (регулируемая) – до 0,7.

На этой установке были изготовлены образцы НЛДЗ с размерами поперечного сечения 30×6 мм и длиной 1500 мм из алюминия А99 (рис. 6), при этом степень обжатия заготовки в калибрующей части кристаллизатора ГЛКМ составляла 0,6; начальная температура в центре кристаллизатора ГЛКМ – 650 °С; температура заливки – 740 °С; скорость выхода НЛДЗ – 1,5 м/мин.

Результаты исследований структуры поперечного и продольного сечений образца НЛДЗ показали, что средняя хорда зерна составляет 0,25 мм.

Таким образом, разработаны литейные ковочные модули вертикального и горизонтального типа для получения заготовок из цветных и черных сплавов с мел-

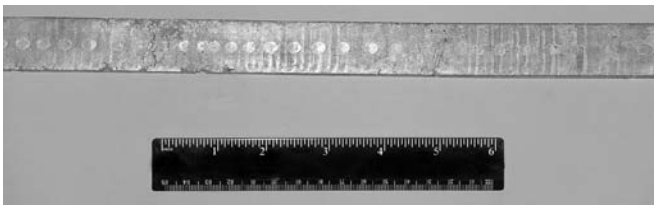


Рис. 6. Образец НЛДЗ из алюминия А99, изготовленный на ГЛКМ

козернистой равномерно-распределенной по сечению образца структурой.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Сивак Б.А., Майоров А.И.** Литейно-прокатные агрегаты // Тяжелое машиностроение. 1997. № 5. С. 6–9.
2. **Сапожников А.Я.** Мелкосортные станы конструкции ВНИИМЕТМАШ для мини-заводов // Сталь. 1999. № 6. С. 61–62.
3. **Пат. 2079390 РФ.** Устройство для непрерывного литья заготовок / В.В. Стулов, В.И. Одиноков. Опубл. 20.05.97. Бюл. № 14.
4. **Пат. 2084310 РФ.** Способ непрерывного литья заготовок и устройство для его осуществления / В.В. Стулов, В.И. Одиноков. Опубл. 20.07.97. Бюл. № 20.
5. **Пат. 2105632 РФ.** Кристаллизатор для непрерывной разливки и деформации металла / В.В. Стулов, В.И. Одиноков. Опубл. 27.02.98. Бюл. № 6.
6. **Пат. 2073586 РФ.** Устройство для непрерывного литья и деформации металла / В.И. Одиноков. Опубл. 20.02.97. Бюл. № 5.
7. **Пат. 2225770 РФ.** Устройство для непрерывного литья и деформации металла / В.И. Одиноков, В.В. Черномас, Б.И. Проскуряков. Опубл. 20.03.04. Бюл. № 8.
8. **Пат. 2225771 РФ.** Устройство для непрерывного литья и деформации металла / В.И. Одиноков, В.В. Черномас, Б.И. Проскуряков. Опубл. 20.03.04. Бюл. № 8.

Валерий Иванович Одиноков, д-р техн. наук;
Вадим Владимирович Черномас, д-р техн. наук;
Николай Сергеевич Ловизин, канд. физ.-мат. наук;
Вячеслав Викторович Стулов, д-р техн. наук

УДК 621.791.92

Ю.А. Артёменко, Е.В. Рыжков, С.Г. Шеховцов, С.П. Агарков
(Курский государственный технический университет)

Способ обратноступенчатой наплавки износостойких сплавов

Предложены принципиальная схема способа обратноступенчатой наплавки (ОСН) и конструкция автомата для его реализации. Применение ОСН способствует измельчению дендритной структуры, ее дезориентации и увеличению доли равноосных кристаллитов в наплавленном металле.

Principle chard of retroactive method of the pad weld (RMPW) and automated mechanisms constructions for its realization are offered. Using RMPW promotes pulverizing of the dendritic structure, its bewilderment and increases the parts of the equiaxed crystals in the pad welding metal.

Ключевые слова: обратноступенчатая наплавка; износостойкие сплавы.

Key words: retroactive method of the pad weld; wear-resistant alloys.

Разработка новых износостойких наплавочных сплавов путем усложнения системы легирования с использованием дорогостоящих легирующих элементов в большинстве случаев экономически нецелесообразна. Вместе с тем далеко не полностью использованы резервы повышения работоспособности традиционных экономно легированных наплавочных сплавов. Применительно к сплавам типа доэвтектических белых чугунов таким резервом является разработка способов наплавки, направленных на управление первичной кристаллизацией в сторону измельчения дендритной структуры, ее дезориентации и увеличения доли равноосных кристаллитов (РОК). Это позволяет существенно увеличить стойкость наплавленных покрытий к ударным нагрузкам и улучшить показатели технологической прочности.

Из теории тепловых процессов при сварке известно, что термические циклы наплавки и сварки в квазистационарной зоне предельного состояния распространения теплоты и нестационарных зонах теплонасыщения в начале и выравнивания температуры в конце протяженных наплавленных валиков существенно отличаются.

Для нестационарных участков наплавленных валиков характерно увеличение градиентов температур и мгновенной скорости кристаллизации вследствие более интенсивного теплоотвода в основной металл. Это ведет к заметному измельчению дендритной структуры и увеличению вероятности образования РОК.

Замена непрерывной наплавки протяженных валиков на наплавку короткими валиками (порционное формирование по терминологии [1]), в которых обеспечивается совмещение начальных и конечных нестационарных участков, позволяет зафиксировать благоприятные изменения дендритной структуры по всему объему наплавленного металла.

При сварке неплавящимся электродом перекрывающимися точками (Петров А.В., Бирман У.И. Кристаллизация металла шва при импульсно-дуговой сварке // Сварочное производство. 1968. № 6. С. 1–3) это осуществляется путем получения ванны расплавленного металла во время действия импульса тока с последующей ее ускоренной кристаллизацией в нестационарных условиях во время паузы, при которой одновременно осуществляется шаговое перемещение электрода.

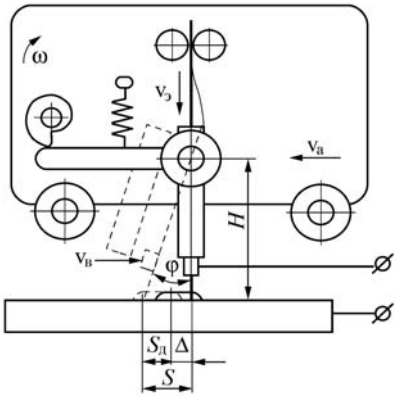


Рис. 1. Схема процесса ОСН

Однако реализация этого способа при автоматической наплавке плавящимся электродом приводит к следующим трудностям:

1. Во время паузы прекращается подача проволоки, что сказывается на производительности наплавки.

2. Продолжительность пауз при наплавке, необходимая для снятия перегрева расплавленного металла, стремительно растет при увеличении мощности дуги.

3. Наличие шагового перемещения наплавочного автомата и прерывистой подачи проволоки ведет к усложнению электрической схемы и ухудшению условий работы электроприводов вследствие переходных процессов при включении и торможении.

4. Сложность повторного возбуждения дуги.

Нестационарное формирование первичной микроструктуры валиков при непрерывном горении дуги и постоянных скоростях подачи проволоки и перемещения автомата возможно при использовании принципа обратноступенчатой сварки, применяемого при сварке балочных и тонколистовых конструкций для уменьшения их коробления. На основании этого принципа был разработан способ обратноступенчатой наплавки (ОСН) и конструкция автомата для его реализации. Схема процесса ОСН приведена на рис. 1 (где $v_в$ – скорость перемещения дуги относительно автомата; $v_а$ – скорость перемещения автомата; $v_э$ – скорость подачи электрода).

При рабочем перемещении дуга перемещается относительно изделия со скоростью наплавки:

$$v_н = v_в - v_а.$$

При $v_в = v_а$ дуга остается неподвижной относительно изделия и процесс ОСН сводится к наплавке перекрывающимися точками.

За рабочий ход дуга проходит путь

$$S_д = S - v_а T_{ОСН},$$

где S – размах колебаний дуги по изделию при неподвижном автомате, $S = H\mathrm{tg}\varphi \approx H\varphi$, H – расстояние между изделием и осью колебаний; $T_{ОСН}$ – период колебаний.

При завершении рабочего хода дуга практически мгновенно перемещается с маршевой скоростью в направлении $v_а$ на величину S и начинается наплавка очередного валика в нестационарных условиях, соответствующих периоду теплонасыщения.

Металл предыдущего валика кристаллизуется подобно слитку в изложнице в нестационарных условиях, соответствующих периоду выравнивания температуры при выключении источника. Предыдущий и последующий валики имеют смещение $\Delta = v_а T_{ОСН}$. Если величина Δ больше длины отдельного валика, то перекрытия не происходит и наплавка осуществляется отдельными фрагментами.

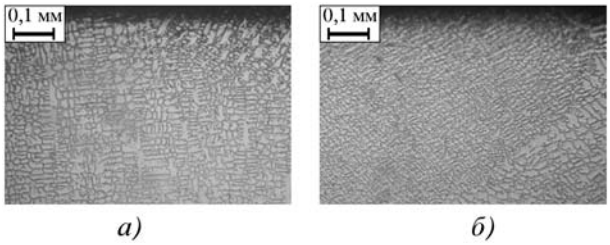


Рис. 2. Микроструктура металла, наплавленного проволокой ПП-АН125:
а – непрерывная наплавка; *б* – зона перекрытия валиков при ОСН

Величина S выбирается с расчетом исключить влияние источника на кристаллизацию металла предыдущего валика. Величина $T_{ОСН}$ должна быть существенно больше времени снятия перегрева ванны расплавленного металла при выключенном источнике. Однако при завышенных значениях $T_{ОСН}$ возможен выход на нежелательный квазистационарный режим наплавки.

По результатам сравнительного анализа микроструктур металла, наплавленного проволокой ПП-АН125 с использованием ОСН и непрерывной наплавки при одинаковых параметрах дуги (рис. 2), были выявлены следующие преимущества ОСН.

1. Измельчение на 40...80 % размеров дендритов и их дезориентация.

2. Кристаллизация при отсутствии влияния источника теплоты по схеме "слиток в изложнице" позволяет многократно увеличить долю равноосных кристаллитов в наплавленном металле.

3. Переплав ранее наплавленного металла позволяет активировать модификаторы в расплаве, которые при непрерывной наплавке дезактивированы вследствие высокой степени перегрева ванны расплавленного металла.

4. ОСН очередного валика идет в условиях автоподогрева основного металла за счет теплоты, вложенной при наплавке предыдущего валика, что значительно уменьшает опасность образования холодных трещин.

Полученные данные следует считать предварительными. Направлением дальнейших исследований является оценка возможности улучшения служебных свойств наплавленных покрытий благодаря применению ОСН, а также перспективы применения ОСН для наплавки сплавов других структурных групп и сварки металлов и сплавов, склонных к кристаллизационным трещинам.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Назарчук А.Т., Снисарь В.В., Демченко Э.Л.** Порционное тепловложение как способ управления структурой металла шва и ЗТВ // Автоматическая сварка. 2003. № 12. С. 39–42.

Юрий Александрович Артёменко, канд. техн. наук;
Егор Владимирович Рыжков, инженер;
Сергей Геннадьевич Шеховцов, инженер;
Сергей Павлович Агарков, инженер

И.Е. Арутюнов, В.Е. Глизнуцин, И.В. Соколов
(Липецкий государственный технический университет)

Имитационное моделирование технологического процесса листовой штамповки

Построена имитационная модель технологического процесса листовой штамповки на основе метода агрегативных систем. Предложена методика проведения вычислительного эксперимента для конкретного технологического процесса.

The simulation model of technological process of sheet punching on the basis of method of aggregate systems is constructed. The technique of carrying out of computing experiment for concrete technological process is offered.

Ключевые слова: имитационное моделирование; листовая штамповка; технологический участок.

Key words: simulation modelling; sheet punching; technological area.

Современное производство характеризуется частой сменяемостью продукции, поэтому актуальными являются задачи определения оптимальных партий запуска, запасов сырья и полуфабрикатов, исходя из некоторых критериев оптимальности. Аналитические методы расчетов не учитывают дискретности протекания производственных процессов и особенностей взаимодействия отдельных элементов процесса. Натурное исследование таких систем невозможно, поэтому наиболее эффективным и доступным методом является использование имитационного моделирования (ИМ).

Рассмотрим технологический процесс изготовления заготовок для производства детали "кронштейн". Для этого требуется разрезать лист 1000×2000 мм на карты 200×320 мм. На рис. 1 представлена схема заготовительного участка листоштамповочного цеха. Со склада металла *1* на ножницы *3* с помощью кара *2* передается пачка листов для резки на полосы. Затем полосы перемещаются каром *4* на следующие ножницы *5*. Готовые карты перемещаются *6* на склад заготовок *7*.

Для построения имитационной модели технологического процесса воспользуемся методом агрегативных систем. В соответствии с ним технологический процесс получения заготовок представляет собой некоторую упорядоченную последовательность элементарных операций – агрегатов, между которыми существуют связи, определяемые маршрутной картой технологического процесса. Связи между агрегатами мгновенны. Время на доставку пачек металла, полос и карт, а также время резки моделируется временными задержками на соответствующих агрегатах. Наличие заготовок и полуфабрикатов на технологических позициях моделируется свойствами агрегатов. Входной контейнер агрегата имитирует тару для листов или полуфабрикатов, а выходной контейнер – тару для порезанных заготовок. Моделирование технологического процесса заключается в имитации последовательного перемещения ресурсов между агрегатами.

Рассмотренный технологический процесс можно представить как последовательность агрегатов-операций:

1) хранение пачки листов на складе металла (агрегат – склад металла *1*);

2) транспортирование пачки листов на ножницы (агрегат – кар *2*);

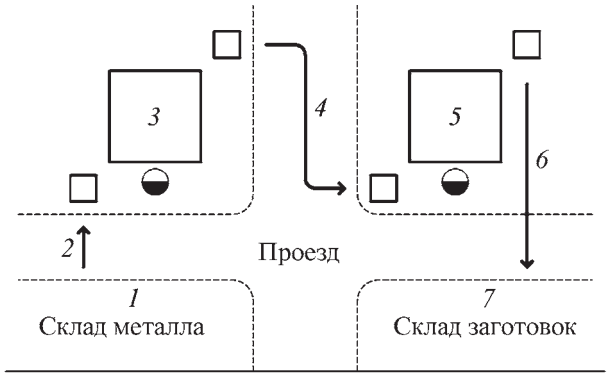


Рис. 1. Схема рабочего участка цеха

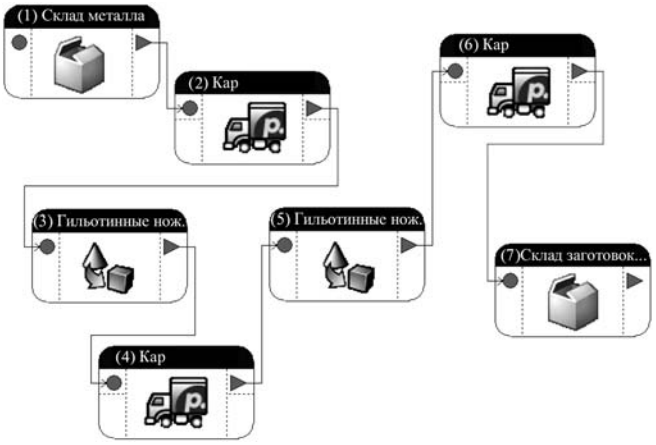


Рис. 2. Схема имитационной модели технологического участка

3) операция резки листов на полосы (агрегат – гильотинные ножницы *3*);

4) транспортирование тары с полосами (агрегат – кар *4*);

5) резка полос на карты (агрегат – гильотинные ножницы *5*);

6) транспортирование тары с картами на склад заготовок (агрегат – кар *6*);

7) хранение заготовок на складе (агрегат – склад заготовок *7*).

Исходными данными для построения имитационной модели (рис. 2) являются информация о величине партии запуска и карты технологического процесса, из которых берутся параметры технологического процесса и оборудования.

Задача. Требуется исследовать работу участка заготовительного производства листоштамповочного цеха (см. рис. 1) для производства партии из 12 000 заготовок.

Исходные данные. В качестве исходного материала используется лист 1000×2000 мм. Время перемещения материала: кар *1* – 2,13 мин; кар *2* – 1,8 мин; кар *3* – 2,13 мин. На агрегат – гильотинные ножницы *3* с помощью агрегата – кар *2* поступает стопа листов в количестве 100 шт. Лист режется на 20 полос шириной 200 мм за время 5,68 мин. Полосы складываются в стопы по 200 шт. Контейнер с полосами транспортируется агрегатом – кар *4* на агрегат – гильотинные ножницы *5*, где полосы режутся на карты по 3 карты из полосы. На резку одной полосы затрачивается 1,83 мин. Карты складывают в контейнер по 1500 шт.

Проведем вычислительный эксперимент ("прогон" модели) с шагом 0,2 мин. Результаты моделирования представлены на диаграммах (рис. 3). Ось абсцисс отражает изменение модельного времени, а ось ординат – изменение на агрегате количества заготовок или полуфабрикатов.

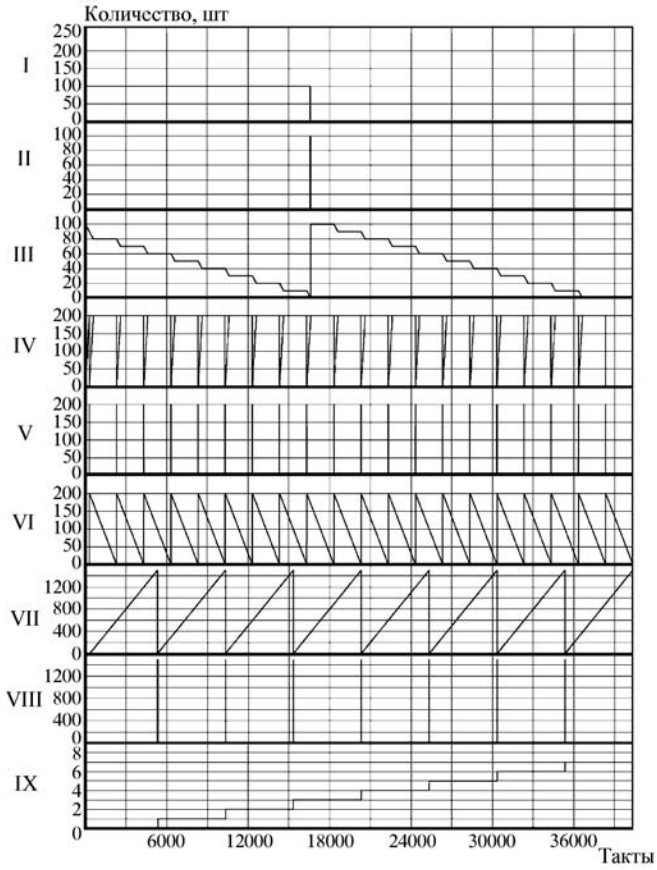


Рис. 3. Диаграммы изменения состояния элементов ИМ производственного процесса:
I – склад металла *1*; *II* – кар *1*; *III* – резка листов (входной контейнер); *IV* – резка листов (выходной контейнер); *V* – кар *2*; *VI* – резка листов (входной контейнер); *VII* – резка листов (выходной контейнер); *VIII* – кар *3*; *IX* – склад заготовок *7*

Анализ результатов моделирования показал, что на производство партии деталей потребовалось 40 342 тактов модельного времени, реально это составляет 134,47 ч. По диаграммам можно сделать следующие выводы: наименее загруженными элементами являются транспортные устройства (кар *2*, кар *4*, кар *6*); наиболее загруженным агрегатом являются гильотинные ножницы *5*; агрегат гильотинные ножницы *3* также простаивает большую часть времени из-за того, что агрегат кар *2* не может своевременно забрать контейнер с полосами переместить его на следующий технологический агрегат.

Из этого следует заключение: агрегат гильотинные ножницы *5* является узким местом, снижающим производительность агрегата гильотинные ножницы *3* и системы в целом. Для повышения производительности можно рекомендовать использовать для операции "резка полос" параллельно несколько ножниц.

Результаты имитационных экспериментов для моделей, в которых операция "резка полос" осуществля-

ется параллельно на двух или трех ножницах, следующие:

– при использовании двух ножниц модельное время составило 20 625 тактов (68,75 ч);

– при использовании трех ножниц модельное время составило 14 621 тактов (48,74 ч).

Анализ результатов экспериментов показывает, что в первом случае время, затрачиваемое на производство партии заготовок, сокращается на 48,87 %, а во втором случае – на 63,76 % по сравнению с первоначальной моделью, что доказывает правильность предположения об узком месте в системе. По ним можно обоснованно выбрать оптимальный вариант организации технологического процесса. При этом полученные результаты позволяют количественно оценить затраты на производство и определить, что является более целесообразным: использование большего количества технологического оборудования для уменьшения времени изготовления партии или более длительное производство этой партии с использованием меньшего количества оборудования.

Рассмотренный пример моделирования технологического процесса позволяет сделать следующие выводы:

• предлагаемая методика позволяет строить имитационные модели технологических процессов заготовительного производства, учитывающие дискретный стохастический характер функционирования его элементов;

• предлагаемая методика позволяет с минимальными затратами времени рассмотреть множество вариантов организации технологического процесса;

• данные, полученные в результате моделирования, позволяют:

– определить время протекания технологического процесса;

– провести анализ работы всех элементов системы для поиска узких мест;

– дать рекомендации по устранению узких мест.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Романовский В.П.** Справочник по холодной штамповке. 6-е изд., перераб. и доп. Л.: Машиностроение, 1979. 520 с.

2. **Бусленко Н.П.** Моделирование сложных систем. М.: Наука. 1968. 356 с.

3. **Арутюнов И.Е., Глизнуцин В.Е., Соколов И.В.** Агрегативная модель технологической системы холодной листовой штамповки // Прогрессивные технологии и оборудование в машиностроении и металлургии. Ч. II. Липецк: ЛГТУ, 2006. С. 22–25.

4. **Арутюнов И.Е., Соколов И.В.** Имитационная модель технологической системы листовой штамповки // Современные сложные системы управления СССУ: HTCS'2005. Сб. науч. тр. междунар. конф. Воронеж: ВГАСУ. 2005. С. 84–88.

Игорь Ервандович Арутюнов, канд. техн. наук;
Владимир Евгеньевич Глизнуцин, канд. техн. наук;
Илья Владимирович Соколов, инженер

А.И. Потапов *(Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург)*

Деформируемость кузнечных слитков и пути ее повышения. Часть 2. Высокоуглеродистые инструментальные стали*

Во второй части рассмотрены режимы нагрева под ковку слитков из высокоуглеродистых инструментальных сталей. Показано положительное влияние высокотемпературной обработки, включающей в себя предварительный высокий нагрев с охлаждением до температуры начала деформации, а также перекристаллизацию и циклирование в процессе нагрева.

In part two regimes of heating for forging of ingots from high-carbon instrumental steels are considered. Positive effect of high-temperature working, including preliminary high heating and cooling to the temperature of beginning of deformation, as well as recrystallisation and cycling during the heating is shown.

Ключевые слова: деформируемость; кузнечные слитки; высокоуглеродистые инструментальные стали; нагрев под ковку.

Key words: deformability; forge ingots; high-carbon instrumental steels; heating for forging.

Высокоуглеродистые инструментальные стали, содержащие повышенное количество углерода и легированные карбидообразующими элементами (Cr, Mo, V, Nb, W), имеют в структуре избыточные карбиды, которые выделяются уже при кристаллизации (первичные карбиды) или в процессе фазового превращения при охлаждении заэвтектоидных сталей (вторичные карбиды). Карбиды выделяются, как правило, в виде сетки по границам кристаллитов (зерен), что обусловливает пониженную пластичность металла.

*Начало см. № 11, 2008 г.

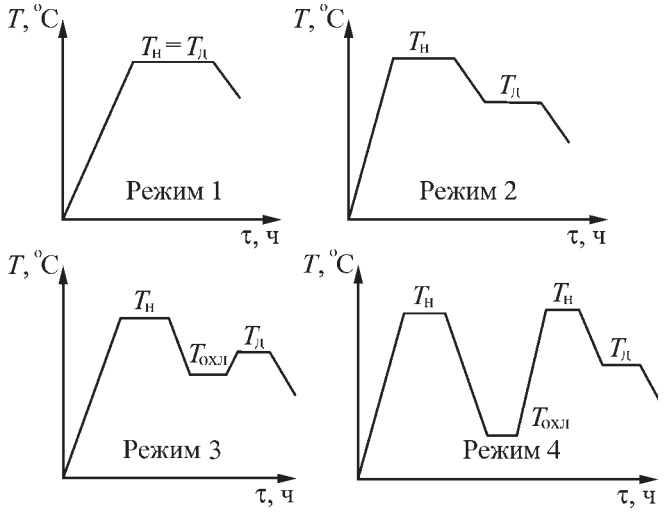


Рис. 10. Режимы высокотемпературной обработки (ВТО): 1 – прямой нагрев до температуры деформации ($T_н = T_д$); 2 – нагрев до $T_н$ с последующим охлаждением до $T_д$; 3 – режим с промежуточным охлаждением до $T_{охл}$ = 500...550 °С; 4 – циклический режим с промежуточными охлаждениями до $T_{охл}$ = 20...100 °С

Особенно низкой является пластичность заэвтектоидных сталей ледебуритного класса, содержащих в структуре ледебуритную эвтектику (стали типа Х12МФ, 150ХНМ, 95Х18, некоторые быстрорежущие стали типа Р18 и др.). Ковка слитков из этих сталей сопряжена с повышенной опасностью образования трещин и рванин. Результаты исследований и практика ковки поковок из слитков свидетельствуют о том, что деформируемость слитков и заготовок из рассматриваемых сталей зависит не только от температурного интервала, в котором они куются, но и от *режима нагрева*.

В данной статье обобщены результаты исследований, свидетельствующие о возможности повышения деформируемости слитков и заготовок из высокоуглеродистых инструментальных сталей путем назначения соответствующих режимов нагрева. Под режимом нагрева понимается последовательность изменений температуры металла, скорость этих изменений (нагревов и охлаждений), а также продолжительность нахождения металла при той или иной температуре.

Рассмотрим возможные режимы нагрева под ковку (рис. 10).

Режим 1 – обычно применяемый на практике режим нагрева до некоторой ранее установленной температуры нагрева $T_н$. Здесь наряду с $T_н$ варьируется продолжительность выдержки, которая в определенной мере может влиять на деформируемость, поскольку в процессе выдержки идет гомогенизация структуры металла.

Положительное влияние увеличения выдержки при нагреве установлено экспериментально для литых высокоуглеродистых хромистых сталей 9Х5МФ (рис. 11) и 110Х2ФБ, 150Х2ФБ (рис. 12) и подтверждено практикой ковки поковок для валков холодной прокатки из

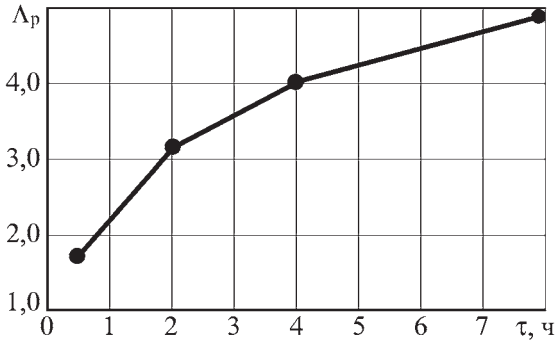


Рис. 11. Зависимость пластичности $\Lambda_р$ литой стали 9Х5МФ от продолжительности выдержки τ при 1150 °С

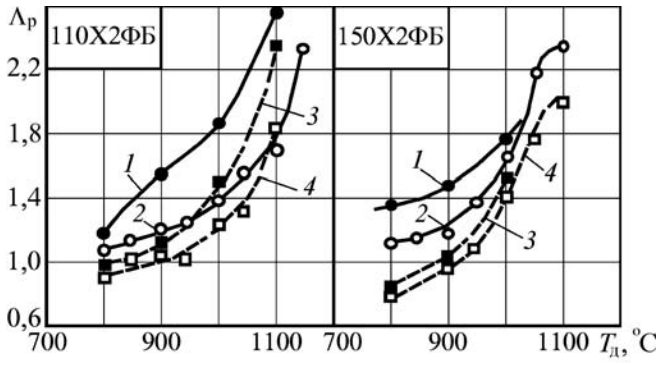


Рис. 12. Влияние режима ВТО и продолжительности выдержки τ на пластичность $\Lambda_р$ литых высокоуглеродистых сталей: *1* – 1200 °С, 4 ч – $T_д$, 0,5 ч; *2* – 1200 °С, 0,5 ч – $T_д$, 0,5 ч; *3* – 1150 °С, 4 ч – $T_д$, 0,5 ч; *4* – 1150 °С, 0,5 ч – $T_д$, 0,5 ч

слитков сталей марок 9Х2 и 9Х2МФ. Так поковки из слитков массой 14,7 т, нагретых с минимальной выдержкой 2,5...3,0 ч при ковочной температуре 1130...1150 °С, чаще бракуются по поверхностным трещинам. Увеличение выдержки до 6,0 ч позволило существенно повысить качество поверхности поковок и снизить их отбраковку по поверхностным дефектам.

По режиму 1 целесообразно нагревать слитки и заготовки до максимально возможных температур. Это повышает уровень пластичности, расширяет температурный интервал ковки. Однако возможности увеличения температуры нагрева для высокоуглеродистых сталей ограничены вследствие их более низкой температуры плавления. Высокое содержание углерода в этих сталях обусловливает также узкий температурный интервал их деформации, так как при нагреве до высоких температур возможно появление в структуре жидкой фазы, а низкая температура конца ковки приводит к резкому снижению уровня пластичности и возрастанию опасности образования трещин. Поэтому слитки этих сталей обычно нагреваются под ковку до температур 1130...1150 °С.

По **режиму 2** металл предварительно нагревается до высокой температуры $T_н$ (иногда выше максимально допустимой) и после определенной выдержки охлаж-

дается до более низкой температуры – температуры начала деформации $T_д$, при которой пластичность близка к максимальной.

Нагрев по режиму 2 назван высокотемпературной обработкой (ВТО). Она заключается в предварительном высоком нагреве до температур, на 50...100 °С превышающих температуру максимальной пластичности, и последующем охлаждении до температуры окончательного нагрева, при которой начинается деформация. При этой $T_д$ также должна быть проведена выдержка, достаточная для того, чтобы металл из перегретого* перешел в нормальное, пластичное состояние.

Многочисленными экспериментами по определению пластичности после нагрева по режиму 2 установлено, что для большой номенклатуры инструментальных высокоуглеродистых сталей в литом состоянии такой нагрев приводит к существенному повышению уровня пластичности. Некоторые результаты экспериментов, подтверждающих положительное влияние ВТО, были опубликованы ранее [1, 2].

В качестве примера приведем диаграммы пластичности сталей 110Х2ФБ и 150Х2ФБ (см. рис. 12), согласно которым предварительный высокий нагрев до 1200 °С с последующим охлаждением до температуры деформации 1150 °С придает стали более высокую пластичность, чем нагрев до более низкой общепринятой температуры 1150 °С.

Обобщение экспериментальных данных позволяет для ряда инструментальных сталей рекомендовать температуры предварительного нагрева $T_н$ при ВТО и температуры окончательного нагрева $T_д$. Эти рекомендации приведены в табл. 5.

Исследованием микроструктуры нагретых и деформированных образцов установлено, что повыше-

5. Температура предварительного нагрева $T_н$ при ВТО по режиму 2 литых инструментальных сталей и температура окончательного нагрева $T_д$

Класс сталей	Марки сталей	Температура, °С	
		$T_н$	$T_д$
Углеродистые	У10, У11, У12	1250	1150
	У16	1200	1100
Шарикоподшипниковые	ШХ15, ШХ15СГ	1200	1150
	ШХ20СГ	1250	1150
Для прокатных валков	60ХН, 60ХФ	1250	1200
	75ХМФ	1250	1200
	9Х2, 9Х2МФ	1225	1150
	9Х5МФ	1225	1175
	110Х2МФ	1225	1150
	110Х2ФБ	1200	1150
	150ХНМ, 150Х2ФБ	1200	1130
	160Х2Ф	1175	1100
	170Х2МФ	1150	1050
Штамповые	5ХНМ, 5ХНМ2, 55ХН2Ф	1275	1220
Высокоуглеродистые хромистые высокой твердости	ХВГ	1200	1150
	Х5Ф	1225	1150
	95Х18	1225	1150
	Х6Ф1	1200	1150
	Х6ВФ	1200	1150
	Х12Ф1	1225	1150
	Х12М, Х12МФ	1200	1130
Быстрорежущие	Р12М3К8Ф2	1225	1100
	Р12М3К5		
	Р12Ф4К5		
	Р9М3К5		
	Р9М3Ф5	1200	1150
	Р6М3, Р6М3К5		

*Под перегревом в процессе нагрева под ковку понимается образование жидкой фазы в межзеренных прослойках по причине более низкой температуры плавления этих прослоек, в результате чего ослабляется связь между зернами и возрастает вероятность разрушения металла.

ние температуры нагрева приводит к более полному растворению и коагуляции карбидов, что приводит к разрыву сплошной карбидной сетки и обособлению отдельных карбидных включений. Эти процессы обусловливают повышение пластичности металла.

Эффект *высокотемпературной обработки* возрастает с повышением в сталях содержания углерода и карбидообразующих элементов, т.е. с увеличением структурной неоднородности и количества избыточных карбидов в структуре.

ВТО по режиму 2 была опробована в производственных условиях при ковке слитков массой 300 кг из стали Х12М и 30 кг из стали типа 110Х2МФ, а также из быстрорежущей стали разных составов.

Опыт опробования дал положительные результаты: деформируемость слитков заметно повышалась, что позволяло получать поковки без трещин. После высокого нагрева по режиму 2 необходима выдержка при $T_д$, достаточная не только для охлаждения поверхности слитка до $T_д$, но и для того, чтобы в металле прошли все процессы по ликвидации последствий перегрева во всем объеме нагреваемого металла. Чем больше масса (и объем) слитка, тем более продолжительной должна быть выдержка. В противном случае ковка будет начата при наличии жидкой фазы в междендритных пространствах, что приведет к неминуемому разрушению слитка. Выдержка металла при $T_н$ и $T_д$ устанавливается опытным путем в зависимости от марки стали и диаметра слитка.

Нагрев по **режиму 3** предусматривает после нагрева и выдержки при $T_н$ промежуточное охлаждение до температур 500...550 °С и последующий нагрев до температуры начала деформации $T_д$. При охлаждении до 500 °С и последующем нагреве до $T_д$ происходит перекристаллизация металла.

ВТО только с одной перекристаллизацией по режиму 3 позволяет в 1,3–2,0 раза повысить уровень пластичности литой стали 9Х2 при 1100 °С по сравнению с уровнем пластичности после нагрева по режиму 2 (рис. 13).

Химический состав плавок стали 9Х2 (табл. 6) примерно соответствует составу металла осевой зоны с положительной ликвацией химических элементов (плавка *1*) в слитке массой 40...50 т, зоны с отрицательной ликвацией (плавка *3*) и некоторой промежуточной (плавка *2*). Сравнение кривых на рис. 13 свидетельствует о том, что для более легированной и загрязненной осевой зоны (кривая *1*) эффект ВТО с перекристаллизацией выше, чем для металла поверхностной зоны (кривая *3*). Наряду с растворением и коагуляцией карбидов, т.е. нарушением сплошности карбидной сетки при нагреве по этому режиму происходит перекристаллизация металла с измельчением зерна (рис. 14), что также способствует повышению пластичности металла.

Многократное повторение подобных циклов с промежуточным

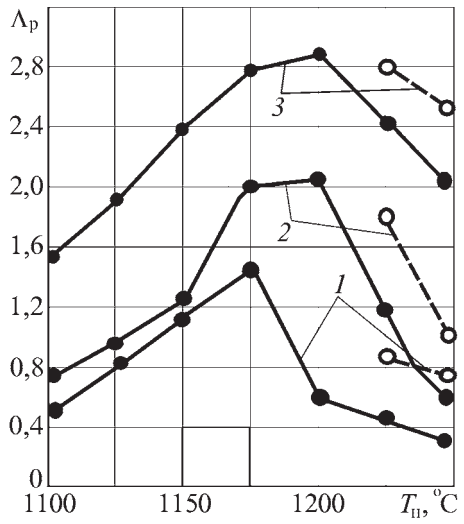


Рис. 13. Пластичность литой стали 9Х2 при температуре $T_д$ = = 1100 °С после ВТО по режиму 2 (сплошные линии) и режиму 3 (штриховые линии):
1, *2*, *3* – номера плавок по табл. 6

6. Химический состав опытных плавок стали 9Х2

Номер плавки	C	Si	Mn	Cr	Ni	S	P
1	1,41	0,40	0,47	2,70	0,06	0,045	0,033
2	0,92	0,40	0,44	2,22	0,05	0,028	0,023
3	0,77	0,42	0,25	1,54	0,10	0,012	0,010

охлаждением **(режим 4)** способствует еще большему повышению пластичности литых инструментальных сталей.

Как следует из рис. 15, четыре цикла "нагрев до 1200 °С – охлаждение до 20 °С" повышают пластичность стали 150Х12Ф (Х12Ф) в 1,5–1,6 раза, стали 230Х12Ф – в 1,4–1,5 раза, стали 280Х12Ф – в 1,25 раза по сравнению с пластичностью этих сталей после однократного нагрева по режиму 2 до 1200 °С и охлаждения до температуры деформации 1150 °С. Ранее для

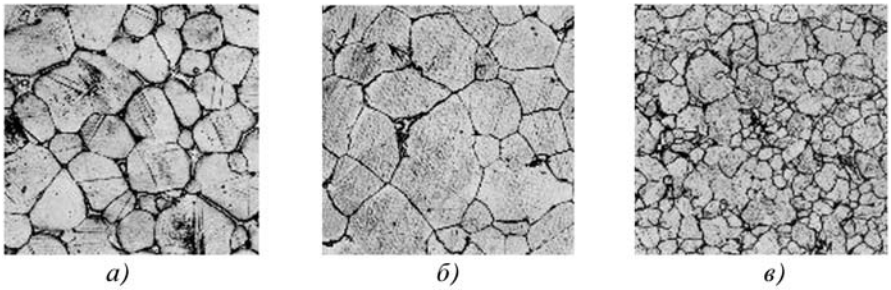


Рис. 14. Микроструктура стали 9Х2 (×100):
а – после нагрева до $T_н$ = 1225 °С, 30 мин; *б* – после ВТО по режиму 1225 °С, 30 мин – 1100 °С, 30 мин; *в* – после ВТО по режиму 1225 °С, 30 мин – 500 °С, 30 мин – 1100 °С, 30 мин

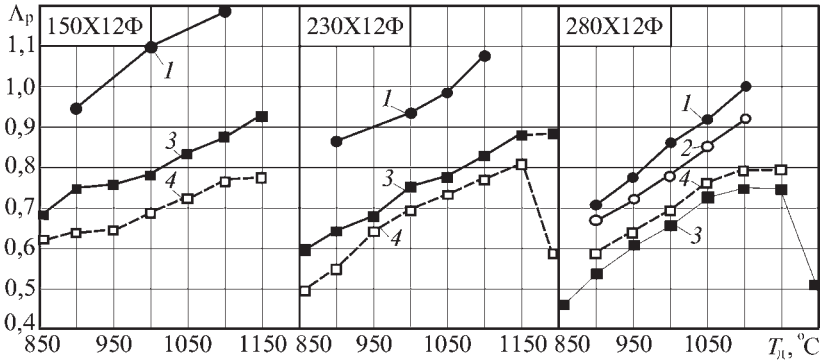


Рис. 15. Пластичность литых высокоуглеродистых сталей после ВТО по различным режимам:
1 – 1200 °С, 30 мин – 20 °С (4 цикла) – 1200 °С, 30 мин – $T_д$, 30 мин; *2* – 1150 °С, 30 мин – 20 °С (4 цикла) – 1150 °С, 30 мин – $T_д$, 30 мин; *3* – 1225 °С, 30 мин – $T_д$, 30 мин; *4* – 1200 °С, 30 мин – $T_д$, 30 мин

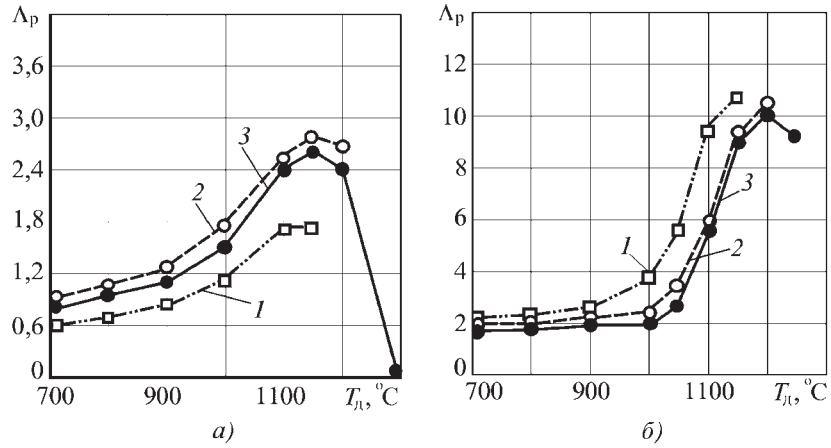


Рис. 16. Пластичность стали ХВГ в литом (*а*) и деформированном (*б*) состояниях после ВТО по режиму 2 с нагревом до температур 1150 (*1*), 1200 (*2*) и 1225 °С (*3*) с выдержками 30 мин при температуре нагрева и температуре деформации

быстрорежущих сталей [1] было показано, что с увеличением числа таких циклов до 6...8 (с нагревом до 1250 °С) уровень пластичности монотонно возрастает.

ВТО по режимам 3 и 4 существенно удлиняет нагрев, поэтому применение ее в производстве целесообразно при нагреве более мелких слитков (массой до 1 т) и в тех случаях, когда ковка с обычного нагрева не дает положительных результатов (для быстрорежущих сталей, сталей Х12МФ, 150ХНМ, 95Х18 и т.п.).

ВТО по режиму 3, поскольку в ней охлаждение ведется до достаточно высоких температур (500 °С), и металл не выходит из пластического состояния, можно применять для более крупных слитков. При режиме 2 нагрев существенно не удлиняется и может быть осуществлен в обычных временных рамках. Поэтому его применение возможно и для крупных слитков (массой до 50...80 т).

Рассмотренная высокотемпературная обработка, в основе которой лежит нагрев до высоких температур, на 50...100 °С превышающих температуру максимальной пластичности, эффективна лишь для сталей в литом состоянии.

В процессе деформации, как известно, происходят процессы разрушения карбидов, их измельчения и более равномерного распределения в основной матрице металла. Поэтому ВТО для деформированного состояния не имеет смысла и может привести к понижению уровня пластичности, так как при высоком нагреве возможно расплавление межзеренных прослоек и некоторых карбидов и, как следствие, частичное восстановление литой структуры.

В качестве иллюстрации сказанному на рис. 16 приведены диаграммы пластичности литой и деформированной с большим уковом стали марки ХВГ. Видно, что для литой стали ВТО с нагревом до 1200 °С повышает пластичность по сравнению с ее уровнем после обычного нагрева до 1150 °С (нагрев до 1225 °С является излишне высоким и дает меньший эффект). Для деформированного состояния ВТО с высоким нагревом дает отрицательный эффект: пластичность стали снижается по сравнению с ее уровнем после нагрева до 1150 °С. Аналогичные данные были получены и для других инструментальных сталей.

Выводы

Деформируемость слитков из высокоуглеродистых инструментальных сталей может быть повышена высокотемпературной обработкой, заключающейся в их предварительном нагреве до температур, на 50...100 °С превышающих температуру максимальной пластичности, и охлаждении до температуры начала деформации. Эффект ВТО усиливается при введении промежуточного охлаждения для перекристаллизации металла и при повторении нескольких циклов "нагрев – охлаждение".

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Потапов А.И., Мигачев Б.А., Бочкарев В.И.** Совершенствование режимов нагрева кузнечных слитков с целью улучшения их деформируемости // Кузнечно-штамповочное производство. 1983. № 6. С. 34–37.

2. **Потапов А.И.** Деформируемость литых высокоуглеродистых хромистых сталей // Кузнечно-штамповочное производство. 2004. № 7. С. 11–16.

Алексей Иванович Потапов, канд. техн. наук

УДК 539.374; 621.983

Е.Ю. Поликарпов *(ЗАО "ЗЭМ РКК "Энергия" им. С.П. Королёва", г. Королёв)*

Обратное выдавливание толстостенных трубных заготовок из анизотропных материалов*

Приведены результаты теоретических исследований процесса обратного выдавливания толстостенных трубных заготовок из ортотропного материала, обладающего цилиндрической анизотропией механических свойств. Оценены силовые режимы и предельные возможности процесса обратного выдавливания анизотропных трубных заготовок.

Theoretical investigations results of reverse extrusion process for thick-walled pipe shells preparations from orthotropic material possessing cylindrical anisotropy of mechanical properties are given. Power circumstances and the extreme deformation levels of the reverse extrusion process of thick-walled anisotropic pipe shells are estimated.

Ключевые слова: анизотропия; обратное выдавливание; сила; деформация; напряжение; устойчивость; заготовка.

Key words: anisotropy; reverse extrusion; power; deformation; stress; stability; shell.

В различных механизмах и машинах широко применяются детали типа полых цилиндров, имеющих внутренние полости. Детали такого типа могут быть получены обратным выдавливанием трубной заготовки [1]. Заготовки, как правило, обладают анизотропией механических свойств, которая зависит от режимов их изготовления. Анизотропия механических свойств оказывает влияние на технологические параметры процессов обработки металлов давлением [1–3].

Рассмотрен процесс обратного выдавливания трубной заготовки при установившемся течении анизотропного упрочняющегося материала коническим пуансоном с углом конусности α и степенью деформации $\varepsilon = 1 - F_1/F_0$ (рис. 1), где F_0 и F_1 – площади поперечного сечения трубчатой заготовки и полуфабриката соответственно.

Приняли, что материал трубной заготовки обладает цилиндрической анизотропией механических свойств, жесткопластический, подчиняется условию пластичности Мизеса-Хилла и ассоциированному закону пластического течения [2, 3]. Течение материала осесимметричное. Анализ процесса обратного выдавливания реализуется в цилиндрической системе координат. На контактных границах заготовки и рабочего инструмента реализуется закон трения Кулона. Течение материала установившееся.

Условие несжимаемости материала позволяет установить связь между скоростью течения материала на входе в очаг деформации и выходе из очага деформации:

$$V_0\left[\frac{\pi D_з^2}{4}-\frac{\pi(D_з-2s_0)^2}{4}\right]=V_1\left[\frac{\pi D_з^2}{4}-\frac{\pi(D_з-2s_1)^2}{4}\right], \quad (1)$$

где $D_з$ – диаметр заготовки; s_0 – исходная толщина заготовки; s_1 – толщина заготовки после деформирования.

Откуда следует, что

$$V_0 = V_1\frac{s_1(D_з-s_1)}{s_0(D_з-s_0)};\ \frac{V_0}{V_1}=\frac{s_1(D_з-s_1)}{s_0(D_з-s_0)}=K. \quad (2)$$

Компоненты осевой V_z и радиальной V_ρ скоростей течения определяются по выражениям:

$$V_z = V_0\frac{s_0^2(D_з+2\rho)-2D_з s_0 z\,\mathrm{tg}\alpha}{(D_з+2\rho)(s_0-z\,\mathrm{tg}\alpha)^2}; \quad (3)$$

$$V_\rho = V_0\frac{s_0^2(D_з+2\rho)-2D_з s_0 z\,\mathrm{tg}\alpha}{(D_з+2\rho)(s_0-z\,\mathrm{tg}\alpha)^2}\mathrm{tg}\beta, \quad (4)$$

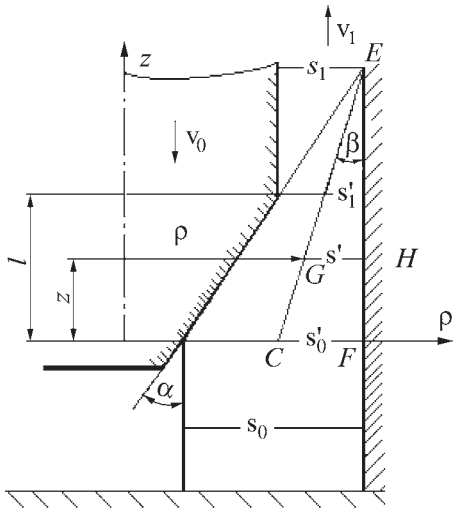


Рис. 1. Схема к анализу процесса обратного выдавливания

*Работа выполнена по гранту РФФИ № 07-01-96409.

где $\mathrm{tg}\beta = \dfrac{(D_з - 2\rho)\mathrm{tg}\alpha}{2(s_0 - z\mathrm{tg}\alpha)}$.

Скорости деформации рассчитываются по выражениям:

$$\xi_z = \frac{\partial V_z}{\partial z};\ \xi_\rho = \frac{\partial V_\rho}{\partial \rho};\ \xi_\theta = \frac{V_\rho}{\rho};\ 2\xi_{\rho z} = \frac{\partial V_\rho}{\partial z} + \frac{\partial V_z}{\partial \rho}. \quad (5)$$

Интенсивность скоростей деформаций

$$\xi_i = \sqrt{2(R_z + R_\theta + R_z R_\theta)} \times$$
$$\times \left\{ R_\theta^2 [(1+R_z)\xi_\theta + R_z \xi_z]^2 + R_z R_\theta [(1+R_\theta)\xi_z + R_\theta \xi_\theta]^2 + \right.$$
$$\left. + R_\theta (R_z \xi_z - R_\theta \xi_\theta)^2 + \frac{2R_\theta^2 (1+R_\theta+R_z)^2 \xi_{\rho z}^2}{R_{\rho z}} \right\}^{1/2} \Big/ \quad (6)$$
$$\sqrt{3}\sqrt{R_z}\, R_\theta (1+R_\theta+R_z),$$

где $R_z = \dfrac{H}{G}$; $R_\theta = \dfrac{H}{F}$; $R_{\rho z} = \dfrac{M}{F}$; F, G, H, M – параметры анизотропии.

Накопленная интенсивность деформации вдоль траектории k в очаге деформации определяется по формуле

$$\varepsilon_{ik} = \sum_{z=0}^{l} \frac{\xi_{ik}\Delta z}{V_{zk}} + \sqrt{\frac{2(R_z + R_\theta + R_z R_\theta)}{3R_z}} \sqrt{\frac{1}{2R_{\rho z}}}\,\mathrm{tg}\beta_k. \quad (7)$$

Последнее выражение учитывает приращение деформации, связанное с изменением поворота траектории при входе в очаг деформации.

По кривой упрочнения материала находим среднюю интенсивность напряжения в очаге деформации по формуле

$$\sigma_i = \sigma_{i0} + B\varepsilon_{i\text{ср}}^n,$$

где σ_{i0}, B и n – параметры кривой упрочнения.

Распределение напряжений σ_z, σ_θ, σ_ρ и $\tau_{\rho z}$ в очаге пластической деформации определяется путем совместного решения уравнений равновесия в цилиндрической системе координат [4]

$$\frac{\partial \sigma_\rho}{\partial \rho} + \frac{\partial \tau_{\rho z}}{\partial z} + \frac{\sigma_\rho - \sigma_\theta}{\rho} = 0;$$
$$\frac{\partial \sigma_\theta}{\partial \theta} = 0;\ \frac{\partial \tau_{\rho z}}{\partial \rho} + \frac{\partial \sigma_z}{\partial z} + \frac{\tau_{z\rho}}{\rho} = 0 \quad (8)$$

совместно с уравнениями между напряжениями и скоростями деформации

$$\sigma_z = \sigma - 2\mu_i A F_z(\rho, z);\ \sigma_\theta = \sigma - 2\mu_i A F_\theta(\rho, z);$$
$$\sigma_\rho = \sigma - 2\mu_i A F_\rho(\rho, z);\ \tau_{\rho z} = 2\mu_i A_{\rho z} F_{\rho z}(\rho, z), \quad (9)$$

при следующем граничном условии

при $z = l$

$$\Delta\sigma_z = \tau_{s\rho z} \sin\beta\cos\beta,$$

где

$$\mu_i = \frac{1}{3}\frac{\sigma_i}{\xi_i};\quad A = \frac{R_z R_\theta + R_z + R_\theta}{R_\theta(1 + R_z + R_\theta)};\quad A_{\rho z} = \frac{R_z R_\theta + R_z + R_\theta}{R_{\rho z} R_z};$$

$$F_z(\rho, z) = \frac{(R_\theta + 2R_z)\xi_\theta + R_z(R_\theta + 2)\xi_\rho}{3R_z};$$

$$F_\theta(\rho, z) = \frac{R_\theta(R_z + 2)\xi_z + (R_z + 2R_\theta)\xi_\rho}{3R_z};$$

$$F_\rho(\rho, z) = \frac{R_\theta(2R_z + 1)\xi_\theta + R_z(2R_\theta + 1)\xi_z}{3R_z};$$

$$F_{\rho z}(\rho, z) = \xi_{\rho z}.$$

Подставив выражения (9) в уравнения равновесия (8), имеем

$$\frac{\partial \sigma}{\partial \rho} - 2A\frac{\partial(\mu_i F_\rho(\rho, z))}{\partial \rho} + 2A_{\rho z}\frac{\partial(\mu_i F_{\rho z}(\rho, z))}{\partial z} +$$
$$+ 2A\mu_i \frac{F_\theta(\rho, z) - F_\rho(\rho, z)}{\rho} = 0;$$
$$\frac{\partial \sigma}{\partial z} - 2A\frac{\partial(\mu_i F_z(\rho, z))}{\partial z} + 2A_{\rho z}\frac{\partial(\mu_i F_{\rho z}(\rho, z))}{\partial \rho} + \quad (10)$$
$$+ 2A_{\rho z}\frac{\mu_i F_{\rho z}(\rho, z)}{\rho} = 0.$$

Представив приведенные выше уравнения в виде конечных разностей и каждое из уравнений системы (10) относительно среднего напряжения, получим выражения для определения среднего напряжения σ_{mn}. Компоненты напряжений σ_ρ, σ_θ и $\tau_{\rho z}$ определяются из уравнений (9).

Отметим особенности полученного решения по распределению напряжений в очаге деформации. Не учтены граничные условия в напряжениях на контактных поверхностях пуансона и матрицы. Эти условия обычно задаются в виде закона Кулона $\tau_k^{м} = \mu_м \sigma_{nм}$ и $\tau_k^{п} = \mu_п \sigma_{nп}$, где $\mu_м$ и $\mu_п$ – коэффициенты трения на контактных поверхностях матрицы и пуансона соответственно. При оценке силовых режимов необходимо учитывать эти условия.

Осевая составляющая силы с учетом составляющей трения определяется по выражению

$$P_z = P_{z0} + P_{z1} + P_{z2},$$

где

$$P_{z0} = 2\pi \int_{D_з/2 - s_0}^{D_з/2} \sigma_z(\rho, \theta)\rho d\rho;\ P_{z1} = \pi D_з \int_0^l \mu_м \sigma_{nм} dz;$$

$$P_{z2} = \pi \int_0^l (2\rho + d\rho)\mu_п \sigma_{nп} dz;$$

$$\sigma_{nп} = \sigma_\rho \cos^2\alpha + \sigma_z \sin^2\alpha + \tau_{\rho z}\sin 2\alpha.$$

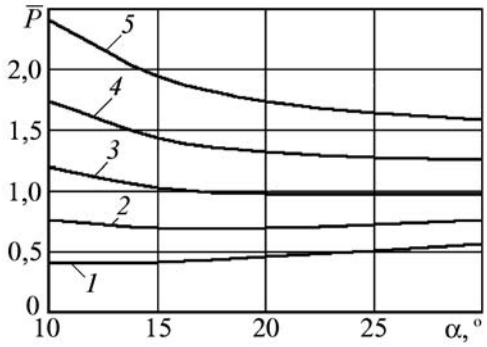


Рис. 2. Зависимости относительной силы $\overline{P}$ от угла конусности пуансона α для стали 08кп:
1 – ε = 0,1; *2* – ε = 0,2; *3* – ε = 0,3; *4* – ε = 0,4; *5* – ε = 0,5

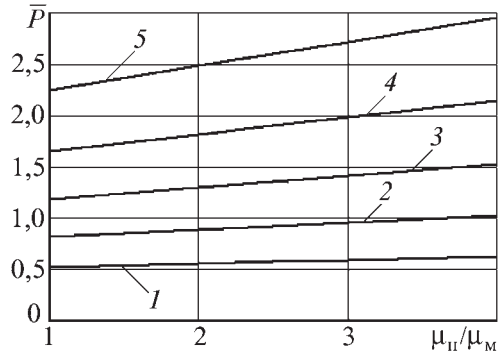


Рис. 3. Зависимости относительной силы $\overline{P}$ от $\mu_п/\mu_м$ для латуни Л63:
1 – ε = 0,1; *2* – ε = 0,2; *3* – ε = 0,3; *4* – ε = 0,4; *5* – ε = 0,5

Среднее осевое напряжение σ_z находится по формуле

$$\sigma_z = P/[\pi(D_з - s_0)s_0]. \qquad (11)$$

Приведенные выше соотношения можно использовать для оценки кинематики течения материала, напряженного и деформированного состояний, силовых режимов и предельных возможностей операции обратного выдавливания трубных заготовок из анизотропных материалов.

На рис. 2 приведены графические зависимости изменения относительной силы $\overline{P} = P/[\pi(D_з - s_0)s_0\sigma_{i0}]$ от угла конусности пуансона α при обратном выдавливании трубных заготовок из стали 08кп.

Механические характеристики исследуемых материалов приведены в табл. 1 [3]. Расчеты выполнены при s_0 = 20 мм; $D_з$ = 100 мм; $\mu_п$ = 0,1; $\mu_м$ = 0,05.

Анализ графиков и результатов расчета показывает, что с увеличением степени деформации ε относительная сила $\overline{P}$ возрастает. Интенсивность роста $\overline{P}$ тем выше, чем больше ε.

Выявлены оптимальные углы конусности пуансона в интервале 10...25°, соответствующие наименьшей силе. Значение оптимальных углов конусности пуансона α с увеличением степени деформации ε смещается в сторону больших углов.

Зависимости относительной силы $\overline{P}$ от коэффициента трения на пуансоне при фиксированном коэффициенте трения на матрице ($\mu_м$ = 0,05) и угле конусности пуансона α = 20° приведены на рис. 3.

1. Механические характеристики исследуемых материалов

Материал	σ_{i0}	B	n	R_z	R_θ	$R_{\rho z}$
	МПа					
Сталь 08кп	268,66	1,226	0,478	0,817	0,783	2,999
Латунь Л63	214,94	5,199	0,575	0,666	0,750	2,479
Алюминиевый сплав АМг6М	29,20	2,368	0,440	0,67	0,540	2,805

Анализ результатов расчетов и графических зависимостей показал, что изменение условий трения на контактной поверхности пуансона существенно влияет на относительную силу $\overline{P}$. С ростом $\mu_п$ (при $\mu_м$ = = 0,05) относительная сила $\overline{P}$ возрастает. Этот эффект проявляется существеннее на малых углах конусности пуансона α и больших значениях степени деформации ε.

При α = 10° (ε = 0,3) увеличение $\mu_п$ в 4 раза по сравнению с $\mu_м$ приводит к изменению $\overline{P}$ более чем в 2 раза, а при α = 30° увеличение $\mu_п$ – к незначительному (около 10 %) изменению $\overline{P}$.

Установлено, что уменьшение отношения $D_з/s_0$ от 20 до 5 сопровождается ростом $\overline{P}$ при фиксированных параметрах процесса на 35 %.

Полученные результаты качественно согласуются с экспериментальными данными, приведенными в работе [3].

Предельные возможности формоизменения определены из условия, что максимальное осевое напряжение $|\sigma_z|$, передающееся на стенку, не превышало напряжения $\sigma_z^{пр}$ [3]:

$$|\sigma_z| \le \sigma_z^{пр};\ \sigma_z^{пр} = \sigma_{sz} f(\alpha);\ f(\alpha) = 1{,}47 - 0{,}131\alpha, \qquad (12)$$

допустимой степени использования ресурса пластичности [4–6]:

$$\omega_i = \int_0^{\varepsilon_i} \frac{d\varepsilon_i}{\varepsilon_i^{пр}} \le \chi \qquad (13)$$

и по условию устойчивости трубной заготовки из анизотропного материала в виде образования складок [7], полученного на основании статического критерия устойчивости,

$$\sigma_z^{кр} \le |\sigma_z|;\ \sigma_z^{кр} = E_k\left[B_1\frac{\pi^2 s^2}{3h^2} + B_2\frac{h^2}{4\pi^2 R_{ср}^2}\right], \qquad (14)$$

где σ_{sz} – сопротивление материала пластическому деформированию при заданном изменении начальной толщины стенки трубной заготовки; $f(\alpha)$ – функция, определяемая экспериментально и зависящая от угла конусности пуансона α; $\sigma'_{sz} = \sqrt{\frac{2}{3}\frac{R_z + R_z R_\theta + R_\theta}{R_\theta (R_z + 1)}}\sigma_i$; $\varepsilon_i^{пр}$ – предельная интенсивность деформации; $R_{ср}$ – радиус срединной поверхности исходной заготовки; E_k – касательный модуль упрочнения, $E_k = \frac{d\sigma_i}{d\varepsilon_i} = BnC^{n-1}\varepsilon_z^{n-1}$; h_0, h – исходная и текущая высота цилиндрической заготовки; s – текущая толщина цилиндрической заготовки; $\varepsilon_z = \ln(h_0/h)$; $h = h_0 / e^{\varepsilon_x}$; $s = = s_0(h_0/h)$;

$$B_1 = \frac{2}{3}\frac{(R_z + R_z R_\theta + R_\theta)}{R_\theta}\frac{(1 + R_\theta)}{R_\theta R_z + 1 + R_\theta};$$

$$B_2 = \frac{2}{3}\frac{(R_z + R_z R_\theta + R_\theta)(1 + R_\theta)}{R_\theta (R_\theta R_x + 1 + R_\theta)}\frac{(2R_z + 1)R_\theta}{(2R_\theta + 1)R_z};$$

$$C = \sqrt{\frac{2(R_z + R_\theta + R_z R_\theta)}{3}}\frac{1}{R_\theta^{1/2}} \times$$
$$\times \frac{(R_z R_\theta + R_\theta^2 + 2R_\theta + 1 + R_z^3)^{1/2}}{1 + R_\theta + R_z}.$$

До деформации $\omega_i = 0$, а в момент разрушения $\omega_i = = \chi = 1$.

Предельная интенсивность деформации определяется по выражению

$$\varepsilon_i^{пр} = \Omega \exp\left(U\frac{\sigma}{\sigma_i}\right)(a_0 + a_1\cos\alpha + a_2\cos\beta + a_3\cos\gamma), \quad (15)$$

где Ω, U, a_0, a_1, a_2 и a_3 – константы материала, определяемые в зависимости от материала согласно работам В.Л. Колмогорова и А.А. Богатова и уточняющиеся из опытов на растяжение образцов в условиях плоского напряженного состояния в зависимости от анизотропии механических свойств ортотропного тела; α, β, γ – углы между первой главной осью напряжений и главными осями анизотропии; σ – среднее напряжение, $\sigma = (\sigma_z + \sigma_\theta + \sigma_\rho)/3$.

В зависимости от условий эксплуатации или последующей обработки изготовляемого изделия уровень повреждаемости не должен превышать χ. При назначении степеней деформации в процессе пластического формоизменения следует учитывать рекомендации по степени использования ресурса пластичности В.Л. Колмогорова и А.А. Богатова, согласно которым для ответственных деталей, работающих и подвергающихся после обработки давлением термической обработке (отжигу или закалке), допустимая степень использования ресурса пластичности $\chi = 0{,}25$, а для неответственных деталей $\chi = 0{,}65$ [4–6].

2. Коэффициенты зависимости (15)

Материал	Ω	U	a_0	a_1	a_2
Сталь 08кп	1,791	–0,946	0,471	0,169	0,143
Латунь Л63	4,640	–0,769	0,793	–0,279	–0,246
Алюминиевый сплав АМг6М	2,148	–1,230	0,417	0,217	0,338

Неравенства (12), (13) и (14) не решаются в явном виде относительно предельной степени деформации $\varepsilon_{пр}$, поэтому зависимости предельной степени деформации от технологических параметров процесса обратного выдавливания толстостенных трубных заготовок из анизотропных материалов устанавливались путем численных расчетов по этим неравенствам на ЭВМ.

Предельные степени деформации $\varepsilon_{пр}$ исследовали в зависимости от угла конусности пуансона α, условий трения на инструменте $\mu_п = (1...4)\mu_м$ при $\mu_м = 0{,}05$ для ряда материалов, механические характеристики которых приведены в табл. 1 и 2 [3].

Зависимости предельных степеней деформации $\varepsilon_{пр}$, вычисленных по критериям (12), (13) и (14), от угла конусности пуансона α для стали 08кп и латуни Л63 приведены на рис. 4.

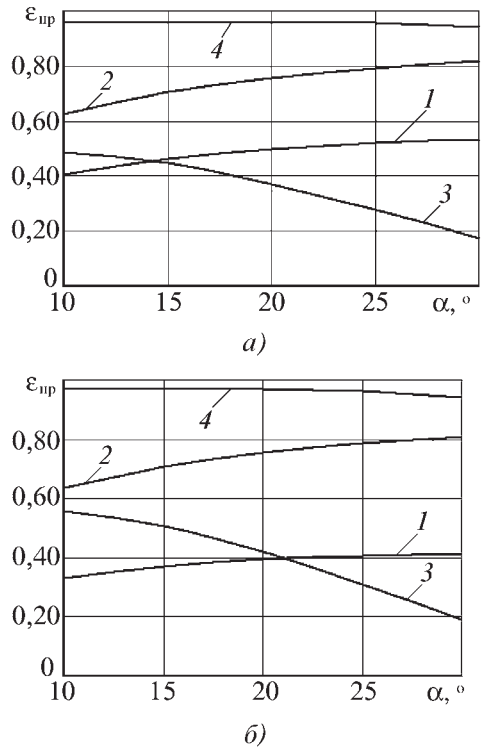


Рис. 4. Зависимости предельной степени деформации $\varepsilon_{пр}$ от угла конусности пуансона α:
а – сталь 08кп; *б* – латунь Л63

На рис. 4 кривая *1* соответствует $\varepsilon_{пр}$, определенной по максимальному осевому напряжению σ_z, передающемуся на стенку трубной заготовки (12); кривые *2* и *3* соответствуют $\varepsilon_{пр}$, определенным по степени использования ресурса пластичности (13) при $\chi = 0{,}25$ и $\chi = 0{,}65$ соответственно; кривая *4* – формообразование ограничивается условием устойчивости трубной заготовки из анизотропного материала в виде образования складок (14) при $\varepsilon_z = 0{,}02$; $h_0 = 200$ мм. Расчеты выполнены при $\mu_п = 0{,}1$; $\mu_м = 0{,}05$; $s_0 = 20$ мм; $D_з = 100$ мм.

Анализ зависимостей рис. 4 и результатов расчета показывает, что с увеличением α предельная степень деформации $\varepsilon_{пр}$ возрастает незначительно.

Установлено, что рекомендуемая степень деформации $\varepsilon_{пр}$, вычисленная по степени использования ресурса пластичности, с уменьшением угла конусности пуансона α возрастает.

Показано, что предельные возможности формообразования при обратном выдавливании анизотропного материала могут ограничиваться как максимальным осевым напряжением σ_z, передающимся на стенку трубной заготовки, так и допустимым значением накопленных микроповреждений (см. рис. 4, *б*). Это зависит от технологических параметров, угла конусности пуансона и условий трения на контактных поверхностях инструмента. Полученные результаты качественно согласуются с экспериментальными данными, приведенными в работе [3].

Оценена неоднородность интенсивности деформации $\delta_\varepsilon = (\varepsilon_{i\max} - \varepsilon_{i\min})/\varepsilon_{i\min}$ и сопротивления материала пластическому деформированию $\delta_\sigma = (\sigma_{i\max} - \sigma_{i\min})/\sigma_{i\min}$ в стенке осесимметричной детали, где $\varepsilon_{i\max}$, $\varepsilon_{i\min}$ и $\sigma_{i\max}$, $\sigma_{i\min}$ – максимальная и минимальная интенсивности деформации и напряжения по толщине стенки детали соответственно.

Анализ результатов расчетов показывает, что величины δ_ε и δ_σ с уменьшением угла конусности пуансона α и увеличением степени деформации ε падают, что говорит о более благоприятных условиях формирования механических свойств материала стенки изготовляемого изделия.

Увеличение угла конусности матрицы от 6 до 18° сопровождается ростом неоднородности интенсивности деформации по толщине детали (при $\varepsilon = 0{,}5$ – в 3 раза, при $\varepsilon = 0{,}1$ – в 1,5 раза) и неоднородности сопротивления материала пластическому деформированию (при $\varepsilon = 0{,}5$ – в 3 раза, при $\varepsilon = 0{,}1$ – в 2 раза).

Для выявления степени деформации и угла конусности пуансона, обеспечивающих надежное протекание процесса, были проведены экспериментальные исследования по выдавливанию и осадке заготовок длиной 200 мм из калиброванной холоднокатаной трубы ∅ 121×6 мм из стали 10.

Определены условия устойчивого протекания процесса обратного выдавливания, реализуемые в рамках исследованных технологических параметров при $\varepsilon \le 0{,}35$ и углах конусности пуансона $\alpha = 10...30°$. Сравнение теоретических расчетов и экспериментальных данных по силовым режимам операции вытяжки с утонением стенки указывает на удовлетворительное их согласование (расхождение не превышает 15 %).

Приведенные выше соотношения и результаты теоретических исследований предельных возможностей формоизменения можно использовать при разработке новых технологических процессов обратного выдавливания трубных заготовок.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Яковлев С.П., Кухарь В.Д.** Штамповка анизотропных заготовок. М.: Машиностроение, 1986. 136 с.

2. **Гречников Ф.В.** Деформирование анизотропных материалов. М.: Машиностроение, 1998. 446 с.

3. **Яковлев С.П., Яковлев С.С., Андрейченко В.А.** Обработка давлением анизотропных материалов. Кишинев: Квант, 1997. 332 с.

4. **Колмогоров В.Л.** Механика обработки металлов давлением. Екатеринбург: Уральский государственный технический университет (УПИ), 2001. 836 с.

5. **Богатов А.А., Мижирицкий О.И., Смирнов В.С.** Ресурс пластичности металлов при обработке давлением. М.: Металлургия, 1984. 144 с.

6. **Богатов А.А.** Механические свойства и модели разрушения металлов. Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2002. 329 с.

Евгений Юрьевич Поликарпов, канд. техн. наук

УДК 621.778

А.Г. Корчунов *(ГОУ ВПО "Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова")*

Технология производства высокопрочной арматуры для железобетонных шпал современных магистралей*

Приведены результаты исследования и разработки технологической схемы производства высокопрочной стержневой арматуры диаметром 10,0 мм для армирования железобетонных шпал современных магистралей. В предлагаемой технологии формирование показателей качества арматуры основано на взаимодействии методов холодной пластической деформации и термического упрочнения. Показано, что технология обеспечивает заданный уровень качества готовой продукции.

Results of research and working out of the technology of manufacture of high-strength rod armature in diameter of 10,0 mm for reinforcing of railway cross ties are resulted. In offered technology formation of quality of armature is based on interaction of methods of cold plastic deformation and thermal hardening. It is shown that the technology provides the quality of finished goods.

Ключевые слова: высокопрочная арматура; железнодорожные шпалы; технология; пластическая деформация; термическое упрочнение; качество.

Key words: high-strength armature; railway cross ties; technology; plastic deformation; thermal hardening; quality.

Темпы роста отечественной экономики диктуют значительное увеличение объемов грузооборота и повышение производительности железных дорог. Основными путями интенсификации перевозок служат повышение скоростей движения поездов и их массы, что связано с резким ростом силового воздействия подвижного состава на путь. Однако состояние железнодорожных путей сегодня не вполне отвечает более сложным условиям эксплуатации.

В связи с этим ОАО "Российские железные дороги" принята программа технического перевооружения отечественных железных дорог. Первый этап направлен на повышение скорости движения и модернизацию существующих дорог, второй этап – на строительство специализированных высокоскоростных магистралей.

Одной из актуальных проблем при реализации намеченной программы является развитие отечественного производства современных комплектующих для железнодорожных путей и, в частности, высокопрочной стержневой арматуры для железобетонных шпал. Динамические нагрузки, значительные температурные перепады, воздействие нефтепродуктов и других агрессивных веществ обусловливают высокие требования к надежности и долговечности этих изделий.

Технологии производства железобетонных шпал и производимое для этого оборудование ориентированы на существенное сокращение металлоемкости конструкций, снижение трудоемкости и энергетических затрат. Достичь этого позволяют [1]:

- более жесткие требования к качеству арматуры (повышение прочностных характеристик при сохранении и увеличении ее пластичности, технологичности и долговечности);
- переход к схемам укрупненного армирования вследствие использования высокопрочной арматуры диаметром до 10,0 мм;
- применение прогрессивной технологии преднапряжения "на бетон", когда натяжение арматуры в каналах шпал осуществляется непосредственно на бетон с постоянной ее анкеровкой по торцам изделия.

Для развития отечественного производства железобетонных шпал для тяжелонагруженных магистралей ОАО "РЖД" приобрела за рубежом несколько специализированных технологических линий по выпуску данной продукции.

Основным несущим элементом в конструкции современной железобетонной шпалы, определяющим

* В работе принимали участие Г.С. Гун, В.В. Чукин, В.Н. Челищев, Е.П. Носков, В.П. Рудаков.

1. Механические свойства арматуры диаметром 10,0 мм по ТУ 14-125-704–96 для армирования железобетонных шпал

Параметр	Значение (не менее)
Временное сопротивление $\sigma_в$, МПа	1470
Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	1325
Относительное удлинение после разрыва δ_{10}, %	6
Твердость HRC	44...48
Длительная прочность $2\sigma_A$ при $2\cdot10^6$ циклов и $\sigma_0 = 0,65\sigma_в$	180

ее работоспособность и долговечность, является высокопрочная арматура периодического профиля диаметром 10,0 мм с временным сопротивлением не менее 1470 МПа. По комплексу показателей качества арматура существенно отличается от своих аналогов по ГОСТ 5781 и ГОСТ 10884, применяемых для армирования железобетонных изделий.

Использование высокопрочной арматуры диаметром 10,0 мм обеспечивает снижение энергоемкости и высокую технологичность армирования, увеличивает производительность изготовления шпал, позволяет экономить металл, возврат которого в баланс металлопотребления страны практически равен нулю.

В зарубежных технологиях производства высокопрочной шпальной арматуры можно выделить два направления: деформационное упрочнение высокоуглеродистых сталей с последующим отпуском под сильным натяжением и термическое упрочнение кремнистых сталей.

В России на данный вид арматуры разработаны и действуют ТУ 14-125-704–96 (табл. 1), где в качестве заготовки предусмотрено использование кремнистых сталей 40С2 или 55С2.

Опыт освоения высокопрочной арматуры из кремнистых сталей на металлургических заводах выявил проблемы в достижении требуемых показателей качества арматуры при термическом упрочнении в потоке прокатного стана, большого разброса механических свойств готовой продукции, отклонения по мерности прутков, низкой рентабельности производства при выпуске малотоннажных партий.

Освоение производства такой арматуры метизными предприятиями деформационным упрочнением лимитируется отсутствием подката требуемого качества с регламентированными показателями механических свойств и способностью к холодному пластическому деформированию. Эти причины привели к фактическому отсутствию отечественной арматуры этого класса на рынке, а заводы, изготовляющие железобетонные шпалы, вынуждены переориентироваться на зарубежного производителя.

Несмотря на то, что концепция развития металлургии России предусматривает расширение производства импортозамещающих видов металлопродукции, сегодня ни одно отечественное предприятие не освоило производство данного вида продукции с качеством, сопоставимым с западными аналогами.

В связи с этим актуальным является поиск технических решений, направленных на разработку эффективных технологических схем производства, обеспечивающих повышение качества отечественной высокопрочной арматуры для железобетонных шпал.

Магнитогорским государственным техническим университетом им. Г.И. Носова разработана технологическая схема производства арматуры по ТУ 14-125-704–96, состоящая из трех технологических блоков: подготовительных операций, холодной пластической деформации и окончательной термической обработки (табл. 2).

Такая организация технологического процесса открывает широкие возможности в управлении качеством продукции благодаря реализации преимуществ холодной пластической деформации и термообработки на каждой отдельной стадии производства [2].

На этапе холодной пластической деформации появляется возможность получения арматуры по теоретической массе, обеспечения точности выполнения геометрических показателей качества, а на этапе тер-

2. Технологический процесс производства высокопрочной арматуры для железобетонных шпал

Стадия технологического процесса	Вид операции	Применяемое оборудование
Технологический блок подготовительных операций	Отжиг горячекатаного подката ∅ 12 мм из сталей 40С2 или 55С2	Роликовая проходная печь
	Подготовка поверхности металла к деформации	Комплекс ванн травильного передела
Технологический блок холодной пластической деформации	Волочение подката ∅ 12 мм на размер заготовки под профилирование ∅ 11,2 мм	Линия волочения и отделки прутков "Shumag"
	Профилирование двухстороннего периодического профиля с ∅ 11,2 на ∅ 10,0 мм	
Технологический блок окончательной термической обработки	Термическое упрочнение профилированной арматуры закалкой с последующим отпуском	Специализированная поточная линия закалки и отпуска с использованием тепла индукционного нагрева

мической обработки – формирования высокопрочного состояния арматуры.

В целом технологический процесс обеспечивает гибкость и мобильность при смене сортамента, выпуск малотоннажных партий, получение стабильных однородных механических свойств арматуры.

Качество арматуры формируется сочетанием методов различной физической природы: холодной пластической деформацией и термической обработкой. При назначении режимов обработки в таких технологических процессах эффективно использовать основные положения теории технологической наследственности и, в частности, методологию определения и анализа неблагоприятных наследственных связей, инициирующих несоответствия по качеству производимой продукции [3].

Основной задачей такой работы является определение в технологических процессах переходов, на которых возможно зарождение несоответствий по качеству, и научное предвидение их дальнейшего развития при последующей обработке. Эта работа представляет собой задачу "анализа" и выгодно отличается от задачи "черного ящика", распространенной в теории технических систем. Такой анализ позволяет наметить соответствующие технологические методы управления качеством продукции и направленно сформировать режимы обработки, обеспечивающие устранение неблагоприятных проявлений технологической наследственности и достижения заданного уровня качества готовой продукции.

Руководствуясь одним из главных принципов теории технологической наследственности о том, что качество готовой продукции формируется на всем протяжении технологии производства, становится очевидным, что в первую очередь неблагоприятные проявления технологической наследственности должны быть учтены в первоначальных этапах обработки, т.е. в технологических блоках подготовительных операций и холодной пластической деформации.

Немаловажное значение в рассматриваемой технологии имеет и качество исходного горячекатаного металла. Показатели качества исходного подката из стали 40С2 должны соответствовать требованиям ТУ 14-101-481–2002, стали 55С2 – ГОСТ 14959. Однако в данных нормативно-технических документах регламентируется химический состав стали и ее механические свойства после проведения операций закалки и отпуска. Показатели качества в состоянии поставки после горячей прокатки не оговариваются.

Результаты анализа показали, что исходный горячекатаный подкат имеет значительный разброс показателей качества по механическим свойствам, наследуемых с прокатного передела, что является неблагоприятным технологическим фактором для последующей его переработки в блоке холодной пластической деформации. Так, например, для стали 40С2 при среднем временном сопротивлении металла $\sigma_в$ = 847 МПа абсолютный разброс значений достигал 135 МПа.

В связи с этим в технологический процесс была включена термообработка исходного горячекатаного проката, устраняющая неблагоприятную наследственность в виде значительного разброса его механических свойств. Это позволило получить заготовку с однородными структурой и свойствами для последующей пластической деформации.

В предлагаемом сочетании технологических воздействий режимы волочения на размер заготовки под профилирование и нанесения периодического профиля формируют уровень напряженного состояния холоднодеформированной арматуры, который предопределяет склонность стали к появлению закалочных трещин при последующей термической обработке.

Известно, что процесс холодного волочения характеризуется значительной неравномерностью напряженного состояния. При некотором сочетании деформационных параметров процесса это может привести к снижению сопротивления металла к разрушению и явлению "разрыхления", что инициирует неблагоприятную технологическую наследственность и делает невозможным достижение заданного уровня качества продукции на этапе термической обработки.

Для расчета напряжений в очаге деформации при волочении использовали метод линий скольжения. Для автоматизации расчетов, построения и визуализации полей напряжений было разработано и зарегистрировано в установленном порядке программное обеспечение "Автоматизированный расчет напряженного состояния при волочении методом линий скольжения" (Свидетельство об официальной регистрации программы для ЭВМ № 2006614009 от 22.11.2006).

Программный продукт позволяет оперативно моделировать напряженное состояние в зависимости от технологических параметров исходной заготовки и процесса волочения. С его использованием установлено количественное влияние технологических факторов волочения на вероятность возникновения неблагоприятного напряженного состояния с преобладанием напряжений растяжения в очаге деформации. По результатам моделирования определены режимы волочения заготовки под профилирование, создающие благоприятные условия для достижения заданного уровня качества продукции при нанесении периодического профиля и последующей окончательной термообработке.

Технология натяжения арматуры при производстве шпал предусматривает наличие резьбы на концах стержней арматуры, что обусловливает жесткие требования по овальности профиля. Выполнение требований по овальности арматуры, массе погонного метра и условиям сцепления с бетоном зависит от геометрических характеристик периодического профиля и условий формоизменения в очаге деформации при профилировании.

Для определения закономерностей формоизменения арматуры проведены экспериментальные исследования процесса холодного профилирования в про-

мышленных условиях. Для нанесения периодического профиля использовалась неприводная клеть-волока со смещенными парами валков. Первая пара валков с овальным калибром, расположенных горизонтально, предназначалась для предварительного бокового обжатия и стабилизации задачи исходной заготовки в профилирующий калибр.

Для формирования периодических выступов на поверхности арматуры в ручьях второй пары валков, расположенных вертикально, электроэрозионным способом выполнили серповидные канавки глубиной 0,7 мм с шагом 10,0 мм под углом 30°. Параметры ручьев калибров определили на основе оценки характера и степени неравномерности высотной деформации по ширине площади контакта металла и инструмента при профилировании с использованием методики расчета режимов холодной пластической деформации в системе круг–овал–круг.

Расстояние между очагами деформации в клети-волоке составляло 36 мм, диаметр деформирующих и профилирующих валков 170 мм, бандажи валков изготовлены из стали Х12М с твердостью рабочей поверхности 60 HRC.

В результате экспериментов разработали режимы профилирования, обеспечивающие получение арматуры с требуемыми геометрическими показателями качества и благоприятным уровнем напряженного состояния, соответствующим условиям окончательной термообработки. На рисунке приведена арматура периодического профиля диаметром 10,0 мм, полученная на этапе холодной пластической деформации.

Дальнейшее формирование качества арматуры осуществляется в блоке окончательной термической обработки. Прогрессивный вариант организации поточной технологии термического упрочнения арматуры предполагает использование тепла индукционного нагрева. В этом направлении наибольший интерес представляет изучение поведения закаленных сталей 40С2 и 55С2 при индукционном отпуске, при котором реализуются потенциальные возможности для повышения сопротивления малым пластическим деформациям и всего комплекса эксплуатационных характеристик арматуры, создаваемых в процессе закалки с мартенситным превращением.

Арматура периодического профиля для армирования железобетонных шпал

Рациональный режим отпуска должен обеспечить условия для достаточно полного распада остаточного аустенита и образования большого количества дисперсных частиц карбидов. Эти частицы не только закрепляют дислокации, но и сами непосредственно увеличивают сопротивление малым пластическим деформациям, что положительно сказывается на релаксационной стойкости арматуры в процессе эксплуатации.

Во избежание нежелательных изменений в структуре (коагуляция карбидов) режим отпуска должен быть регламентирован по температуре и времени. Условия индукционного отпуска моделировались нагревом образцов арматуры в ванне с расплавом солей KNO_3 и $NaNO_3$, обогреваемой электрическим током. Для определения промышленных параметров отпуска образцы нагревали до температур 500, 550 и 600 °С с записью термограмм нагрева путем регистрации сигнала от хромель-алюмелевой термопары, зачеканенной в одном из образцов, на электронном автоматическом потенциометре КСП-4. Обработка опытных термограмм показала, что продолжительность нагрева в расплаве солей до рабочих температур происходит за время, эквивалентное скоростям нагрева, используемых в технологиях термической обработки ТВЧ калиброванного металла.

Учитывая темп проведения закалочных операций, время пребывания образцов при отпуске в расплаве соли принято равным 10, 20, 30, 40 и 60 с. Для стали 55С2 требуемый комплекс показателей качества арматуры (см. табл. 1) достигнут при следующих параметрах отпуска: температура 550 °С, время выдержки 40 с, либо температура 600 °С, время выдержки 20 с. В стали 40С2 необходимые показатели прочности и пластичности арматуры достигнуты отпуском при 550 °С, 20 с или 500 °С, 40 с. Во всех случаях структура образцов представляла троостит отпуска.

Полученные данные свидетельствуют о том, что структурные превращения при скоростном отпуске стали успевают происходить как с выдержкой, так и без выдержки при температуре отпуска. Следует полагать, что формирование механических свойств исследуемых сталей при ускоренном отпуске формируются не вследствие специфического влияния скорости нагрева, а благодаря интенсификации диффузионных процессов, протекающих в условиях повышенных температур за более короткое время, обеспечивая полный распад мартенсита и образование структуры троостита отпуска.

Установленные закономерности формирования механических свойств арматуры периодического профиля из кремнистых сталей 40С2 и 55С2 при термическом упрочнении с отдельного нагрева были положены в основу разработки промышленной технологии производства высокопрочной арматуры для железобетонных шпал.

В ОАО "Магнитогорский метизно-калибровочный завод "ММК-МЕТИЗ" изготовлены опытно-про-

мышленные партии высокопрочной арматуры по ТУ 14-125-704–96 диаметром 10,0 мм из сталей 40С2 и 55С2. В качестве исходной заготовки использовали отожженный подкат диаметром 12,0 мм.

Волочение на размер под профилирование 11,2 мм осуществляли за один переход на однократном стане ВМ-1/750. Профилирование холоднотянутой заготовки вели на промышленных скоростях с использованием клети-волоки со смещенными парами валков, установленной в линию волочильного стана "Shumag", оборудованного устройством резки на мерную длину.

Закалку арматуры выполняли на установке УТВЧ, оснащенной двумя индукционными нагревателями и специально сконструированным охлаждающим устройством с тангенциальной подачей воды. Питание установки током высокой частоты 4000 Гц осуществлялось от тиристорных преобразователей. Скорость движения прутков профилированной арматуры через индукционные нагреватели составляла 1,5 м/мин. Температуру образцов измеряли оптическим пирометром.

В результате однофакторных экспериментов были установлены температуры нагрева под закалку с индукционного нагрева, обеспечивающие формирование структуры мартенсита 3...5 балла, равномерно распределенной по всему сечению арматуры. Температура нагрева под закалку для стали 40С2 составляла 940...950 °С, для стали 55С2 – 920...930 °С. Давление воды в сети 3...4 атм.

Индукционный отпуск осуществляли на установке УТВЧ, отключив один индуктор, при скорости движения металла 1,5 м/мин по следующим режимам: для стали 40С2 – температура прутков на выходе из индуктора (500±10) °С, продолжительность отпуска 40 с; для стали 55С2 – (540±10) °С, 40 с. Механические свойства полученной по разработанным режимам арматуры приведены в табл. 3.

Промышленная апробация показала, что разработанная технологическая схема производства арматуры обеспечивает получение продукции с заданным комплексом показателей качества по ТУ 14-125-704–96. Важным аспектом апробации технических разработок явилось обоснование принципиальной возможности синхронного выполнения процессов закалки и отпуска по ускоренным режимам в поточных технологиях термического упрочнения арматурной стали.

Опытно-промышленные партии арматуры были отгружены потребителю – Челябинскому заводу железобетонных шпал и использованы при армировании шпал на технологической линии OLMI SpA (Италия). Результаты исследований были использованы при составлении технического задания на разработку специализированной поточной линии термического упрочнения арматуры и проведении тендера по закупке оборудования для производства высокопрочной арматуры для железобетонных шпал в ОАО "ММК-МЕТИЗ" (г. Магнитогорск).

3. Механические свойства термоупрочненной арматуры диаметром 10,0 мм для армирования железобетонных шпал

Параметр	Среднее значение	Границы доверительного интервала	
		нижняя	верхняя
Временное сопротивление $\sigma_в$, МПа	1498/1580*	1474/1540	1522/1620
Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	1351/1424	1328/1378	1369/1448
Относительное удлинение после разрыва δ_{10}, %	8,0/6,4	7,8/6,0	8,2/ 6,8

*В числителе приведены значения для стали 40С2, в знаменателе – для стали 55С2.

Примечание. Указаны значения показателей качества арматуры при уровне значимости 0,05.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Михайлов К.В.** Задачи отечественной строительной науки в области арматуры и предварительно напряженных железобетонных конструкций // Бетон и железобетон. 2004. № 2. С. 7–9.

2. **Корчунов А.Г., Чукин В.В., Челищев В.Н. и др.** Оценка формирования качества высокопрочной стержневой арматуры для железобетонных шпал в технологиях термического и деформационного упрочнения // Производство проката. 2006. № 10. С. 19–21.

3. **Технологическая** наследственность в машиностроительном производстве / А.М. Дальский, Б.М. Базров, А.С. Васильев и др. М.: Изд-во МАИ, 2000. 364 с.

Алексей Георгиевич Корчунов, канд. техн. наук

УДК 621.774.1 (088.8)

Б.В. Каргин, В.Р. Каргин, Т.С. Пастушенко
(Самарский государственный аэрокосмический университет)

Исследование волочения труб с внутренним спиральным рифлением на короткой вращающейся оправке

Приведены результаты экспериментального исследования по влиянию угла подъема спиральных выступов на оправке, положения оправки в канале волоки, дробности деформации и свойств материала трубной заготовки на силовые условия и высоту рифлений при волочении труб на короткой вращающейся оправке. Предложена технология изготовления труб с внутренним спиральным рифлением, основанная на операциях волочения и раздачи.

Experimental research results on influence of spiral prominence angle on the mandrel in die channel, influence of fractional deformation and tube material properties on the drawing force and height of embossing parts during drawing tubes using short turning mandrel are given. Manufacturing technology of tubes with internal spiral embossing based on the operations of drawing and expanding is suggested.

Ключевые слова: волочение труб; волока; оправка; спиральное рифление; раздача.

Key words: drawing tubes; die; mandrel; spiral embossing based; expanding.

Проблема создания высокоэффективных теплообменных аппаратов неразрывно связана с разработкой и освоением технологии производства новых видов теплообменных труб с высокоразвитой поверхностью, позволяющих резко увеличить эффективность теплообмена. Типичным представителем таких труб являются тонкостенные трубы с внутренним спиральным рифлением. Одни из перспективных способов их производства – волочение на длинной подвижной, короткой неподвижной и "плавающей" оправках (Пат. 61-260213 Япония. 1986; Пат. 61-266122 Япония. 1986; Пат. 55-41654 Япония. 1980; Пат. 3292408 США. 1966; Пат. 1071456 Англия. 1965; Пат. 3289451 США. 1966; Пат. 330147 Швеция. 1970; Пат. 54-47378 Япония. 1980; Пат. 44-5317 Япония. 1968; Пат. 53-31823 Япония. 1978; Пат. 3267712 США. 1966; Пат. 63-260621 Япония. 1987; Пат. 63-39322 Япония. 1982; Пат. 62-235086 Япония. 1989; Пат. 59-262298 Япония. 1986; Пат. 60-36325 Япония. 1985) [1, 2].

Формирование спирального рифления изнутри труб при волочении реализуется специальной калибровкой оправки со спиральными ребрами или канавками малого поперечного сечения. При протягивании тонкостенной цилиндрической заготовки через волоку вместе с оправкой в процессе деформации на внутренней поверхности трубы формируется спиральное рифление, обратное профилю на оправке. При волочении оправка может вращаться.

В статье рассмотрены результаты исследований при волочении тонкостенных труб со спиральным рифлением на короткой вращающейся оправке, так как этот способ не требует использования дополнительного оборудования [3]. При этом сохраняются традиционные операции и производительность, характерные для волочения труб [4].

Для исследований использовали тонкостенные трубные заготовки из меди М3 в отожженном и нагартованном состояниях с размерами ∅18×1,0 мм и длиной 300 мм. Внутреннюю поверхность труб предварительно смазывали. В качестве смазки применяли "Вапор Т" с добавлением чешуйчатого графита.

Были изготовлены четыре короткие оправки из инструментальной стали Х12М, имеющие на цилиндрической рабочей поверхности 42-заходную нарезку с углами подъема 0; 10; 20 и 30°. Диаметр описанной окружности спиральных выступов 15 мм. Высота спиральных выступов треугольной формы 0,5 мм. Выступы на профилирующей оправке копировали форму и размеры спиральных рифлений на трубах. Волочение труб проводили через конические волоки с диаметрами 16,8; 16,6; 16,2 и 16,00 мм и углом рабочего конуса 12° на универсальной испытательной машине ЦДМУ-30.

Конструкция экспериментальной установки для волочения труб с внутренним спиральным рифлением приведена на рис. 1.

При волочении трубная заготовка *4* входит в сужающийся канал волоки *1*, где уменьшается ее наружный диаметр. В зоне деформации на свободно-вращаемой относительно своей оси оправке *3*, закрепленной на конце стрежня *2*, металл трубной заготовки под действием радиальных сил постепенно затекает в пазы винтовой нарезки, образуя спиральные рифления внутри трубы. За счет сил сцепления металла трубы с оправкой профилирующая оправка вместе со стержнем начинает вращаться в сторону, противоположную винтовой нарезке на оправке относительно оси волочения, с угловой скоростью

$$\omega = \frac{\theta v_в}{2\pi},$$

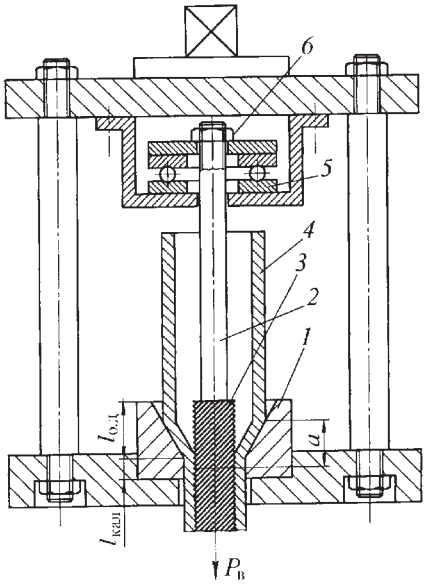


Рис. 1. Экспериментальная установка для волочения труб с внутренним спиральным рифлением

где θ – относительный угол закрутки спиральных рифлений; $v_в$ – скорость волочения.

Труба на выходе из волоки не вращается и выполняет функцию гайки, а профилирующая оправка в результате свободного ее вращения со стержнем в радиально-упорном подшипнике *5* – функцию винта. Положение профилирующей оправки относительно конической волоки описывали безразмерным параметром

$$\eta = a/(l_{о.д} + l_{кал}),$$

где *a* – подача профилирующей оправки в сужающийся канал волоки, регулируемая гайкой *6*; $l_{о.д}$ – длина очага деформации для трубы; $l_{кал}$ – длина калибрующего участка.

Изучали влияние угла подъема спиральных выступов на оправке ψ, положения профилирующей оправки в канале волоки η, коэффициента вытяжки λ, дробности деформации, состояния поставки материала трубной заготовки на силу волочения $P_в$ и высоту рифлений $h_р$ по толщине стенки трубной заготовки.

Из рис. 2, *а* видно, что чем больше угол подъема спиральных выступов на оправке, тем больше требуется сила волочения труб в нагартованном состоянии. Зависимость носит нелинейный характер. Это обусловлено тем, что для формирования спиральных выступов требуются большие рабочие напряжения, превышающие сопротивление деформации металла трубы. За счет подпора, образующегося на трубной заготовке со стороны спиральных выступов оправки, возникает противодавление, которое с увеличением угла подъема спиральных выступов вызывает значительное повышение силы волочения.

Из рис. 2, *б* видно, что если оправка значительно выступает в зоне калибрирующего участка волоки, то сила волочения резко возрастает из-за увеличенной в несколько раз контактной поверхности трения по развитой поверхности оправки. Это может привести к обрыву захваток.

При η = 0,4 оправка соприкасается с внутренней поверхностью заготовки. Оптимальное положение оправки в канале волоки – когда она выдвинута в калибрующую зону на 2...3 мм. Это обеспечивает устойчивость процесса волочения.

Для снижения силы волочения и заполняемости винтовых канавок на короткой профилирующей оправке металлом трубы трубные заготовки должны быть в отожженном состоянии, а зазор между оправкой и заготовкой – по возможности минимальным.

Другой способ снижения силы волочения и контактных сил трения на вращаемой короткой оправке,

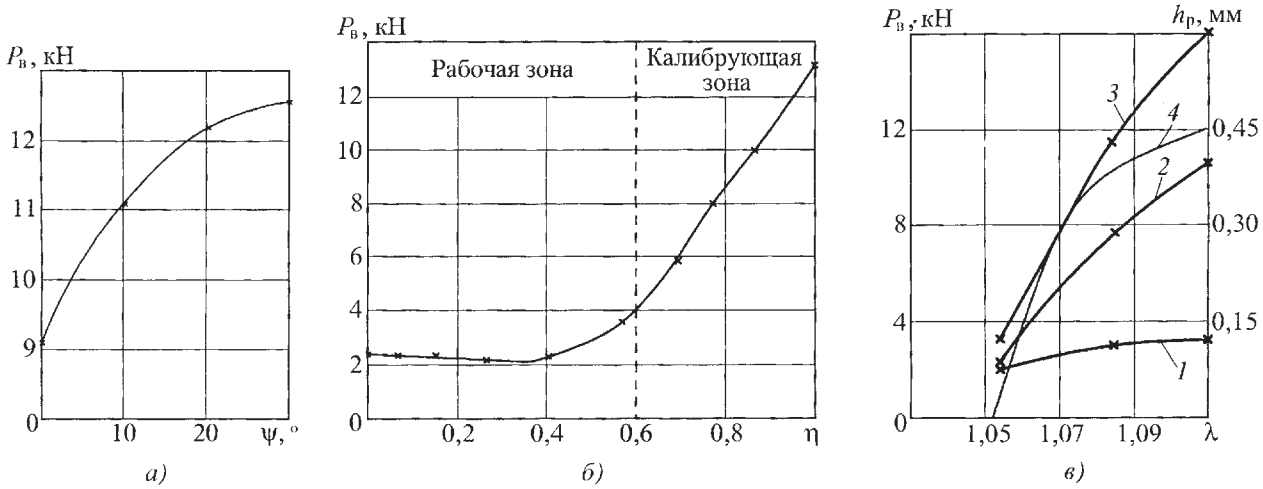


Рис. 2. Зависимости силы волочения от угла подъема спиральных выступов на оправке (*а*), положения оправки в канале волоки (*б*), коэффициента вытяжки и высоты рифлений (*в*):
1 – волочение без оправки; *2* – волочение с дробной деформацией; *3* – волочение с оправкой внутри трубы; *4* – высота рифлений

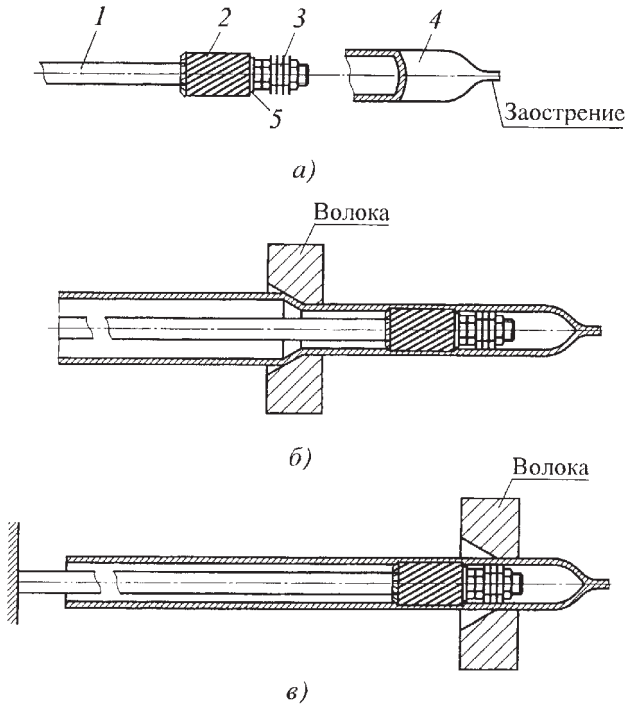


Рис. 3. Способ волочения труб с внутренним спиральным рифлением:
а – вталкивание стержня с оправкой; *б* – совместное волочение; *в* – раздача; *1* – стержень; *2* – оправка; *3* – "ерш"; *4* – трубная заготовка; *5* – кольцо

а также силы, необходимой для формирования ребер требуемой геометрии между обрабатываемым металлом и инструментом – это использование дробной деформации путем увеличения числа проходов, что приводит к многоцикличности при их изготовлении.

Из рис. 2, *в* следует, что с увеличением коэффициента вытяжки возрастают сила волочения и высота рифлений. Оптимальный диапазон коэффициентов вытяжки для рассматриваемых размеров труб $\lambda = 1{,}09...1{,}11$. При больших значениях коэффициентов вытяжки возможны обрывы захваток. Зависимость силы волочения от коэффициента вытяжки носит нелинейный характер. При волочении с профилирующей оправкой сила волочения резко возрастает. Она в 4 раза больше силы безоправочного волочения. Резкое возрастание силы при волочении с профилирующей оправкой может привести к обрывам трубы.

Кривая *2* получена при волочении за два прохода. В первом проходе произвели обжатие заготовки до касания с рабочей поверхностью оправки. Во втором проходе при обжатии формировалась внутренняя спиральная поверхность. Кривая *2* отражает применение силы волочения на втором проходе. Она на 20 % меньше, чем при волочении за один проход (кривая *3*) и обеспечивает устойчивость процесса.

Для существенного снижения силы волочения предложен способ волочения труб с внутренним спиральным рифлением (рис. 3).

Изготовление труб с внутренним спиральным рифлением предполагается проводить в два прохода волочения. Первый проход волочения – это обжатие трубной заготовки до внедрения выступов спиральной формы оправки на необходимую глубину в стенку трубы.

Профилирующая оправка со стержнем не закреплена на волочильном стане. Вначале оправку со стержнем вставляют в трубную заготовку до упора с заострением (рис. 3, *а*). На конце оправки установлен предварительно обильно смазанный "ерш", что обеспечивает равномерное нанесение смазки на внутреннюю поверхность трубы при вставлении оправки внутрь. Далее проводится волочение с незакрепленным стержнем. После волочения оправка жестко зафиксирована в трубе (рис. 3, *б*).

Второй проход волочения – это раздача трубы на свободно вращающейся оправке (рис. 3, *в*). Вращение профилирующей оправки на стержне вокруг своей оси обеспечивается фторопластовым кольцом. Стержень закреплен на стане. При вытягивании оправки из трубы она слегка ее раздает и накатывает спиральную поверхность внутри трубы.

Чтобы обеспечить прямолинейность операции раздачи на оправке, трубу пропускают через ту же волоку, используемую в первом переходе волочения. Течение металла между оправкой и волокой обеспечивает заполнение винтовых канавок на оправке. Сила, приложенная к заострению заготовки при раздаче, значительно меньше, чем при волочении на вращающейся короткой оправке. Это обеспечивает устойчивость процесса и формирование спирального рифления внутри трубы заданной геометрии.

Апробация предлагаемой технологии изготовления труб с внутренним спиральным рифлением в производственных условиях показала ее пригодность.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **А.с. 1528593 СССР, МКИ В 21 С 3116.** Самоустанавливающаяся оправка для волочения труб / В.И. Бояркин, А.М. Антимонов, В.М. Попов и др. Опубл. 1989. Бюл. № 46.

2. **А.с. 435027 СССР, МКИ В 21 С 1/24.** Способ волочения профильных труб / Ю.Ф. Шевакин, Н.И. Касаткин, Л.П. Селезнев и др. // Открытия. Изобретения. 1974. № 25. С. 33.

3. **Титова А.Г., Овчинников А.С., Темченко А.М. и др.** Разработка технологии производства труб с внутренним рифлением на Ревдическом заводе ОЦМ // Цветные металлы. 2005. № 12. С. 89–94.

4. **Савин Г.А.** Волочение труб. М.: Металлургия, 1993. С. 336.

Борис Владимирович Каргин, канд. техн. наук;
Владимир Родионович Каргин, д-р техн. наук;
Татьяна Сергеевна Пастушенко, инженер

УДК 620.178.539.43

В.В. Мыльников, Е.А. Чернышов, Д.И. Шетулов *(Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева)*

Влияние частоты циклического нагружения на сопротивление усталости высокопрочных конструкционных материалов

Рассмотрено влияние частоты изменяющихся циклов нагружения на структуру стали и титанового сплава.

There is the influence of mobile cycles on the structure of steel and titanic alloy.

Ключевые слова: усталость металла; повреждение металла; циклическое нагружение; прочность; долговечность; масштабный эффект.

Key words: metal fatique; failure of metal; cyclic load; durability; load life; economy of scale.

Циклические нагрузки, изменяющиеся по величине и напряжению, при которых работают некоторые детали машин и конструкций, заметно снижают прочность и долговечность, так как при повторно переменном напряжении металл разрушается от усталости. Характерной особенностью такого разрушения является тот факт, что разрушение происходит при напряжениях, меньших предела прочности, текучести и упругости, без пластической деформации. В металлах или сплавах появляются микротрещины, которые постепенно развиваются и приводят к разрушению деталей. Известно, что на сопротивление разрушению металлов и сплавов при циклическом нагружении оказывает влияние большое количество факторов: природа металла, температура, масштабный эффект, концентрация напряжений, асимметрия циклического нагружения, частота циклов и др.

Целью настоящей работы является изучение влияния частоты изменяющихся циклов на структуру металла, повреждаемость поверхности и показатель сопротивления циклической деформации образцов (деталей). Под изменением структуры подразумевается образование широких полос скольжения при деформации образцов (деталей).

Научная задача заключается в разработке метода оценки влияния частоты циклов на прочность и долговечность конструкционных материалов и натурных деталей машин и конструкций. За показатели сопротивления усталости приняты параметры: $\mathrm{tg}\alpha_w = \frac{d\lg\sigma}{d\lg N}$ кривой усталости в логарифмических координатах $\lg\sigma - \lg N$ и $\Phi = \frac{n_{з2}}{n_{з1}}\frac{n_{з4}}{n_{з3}}\frac{n_{n2}}{n_{n1}}\frac{F_м}{F_{раб}}$ – повреждаемость поверхности материала, где σ – напряжение; N – число циклов; $n_{з1}$, $n_{з2}$, $n_{з3}$, $n_{з4}$ – числа зерен между неповрежденными и поврежденными по всей площади, поврежденных широкими полосами скольжения; n_{n1} и n_{n2} – общее число полос скольжения и число широких, извилистых и прерывистых полос скольжения; $F_м$ – фактическая площадь микроструктуры; $F_{раб}$ – площадь рабочей поверхности образца.

Для испытания плоских образцов на усталость использовали установку (рис. 1), в которой осуществлялась схема консольного изгиба плоского образца. Нагружающая система машины при помощи шатуна *1* и эксцентрика *2* создает перемещение ползуна *3*, на котором жестко закреплен конечный выключатель *4*. Конечный выключатель посредством вибратора *5* связан с образцом *6*, жестко закрепленным одним концом в опоре *7*. Регулируя положение эксцентрика, можно изменять величину нагрузки и ход ползуна, от которого зависит амплитуда колебаний. Это осуществляется с помощью индикатора часового типа *8*. При изломе образца срабатывает конечный выключатель (с помощью пружины *9* и кнопки *10*), электродвигатель отключается. Конечное число фиксирует механический счетчик *11*.

Образец перед проведением испытания маркировали и измеряли размеры поперечного сечения ($b \times h$) в месте предполагаемого излома. Эти данные заносили в протокол испытаний. После замера образец устанав-

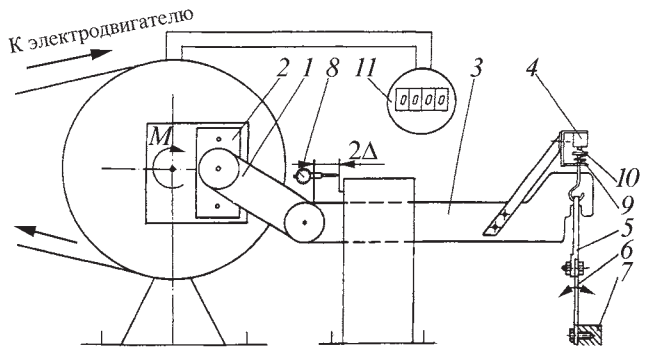


Рис. 1. Экспериментальная установка для испытаний на усталость по схеме консольного изгиба плоского образца:
1 – шатун; *2* – эксцентрик; *3* – ползун; *4* – конечный выключатель; *5* – вибратор; *6* – образец; *7* – опора; *8* – индикатор часового типа; *9* – пружина; *10* – кнопка; *11* – механический счетчик

ливали в опору и закрепляли жестко в ней. Второй конец образца жестко крепили к вибратору нагрузочного устройства. При испытании первого образца брали максимальную амплитуду колебаний Δ, которую пересчитывали в напряжение, а затем для каждого образца эти параметры уменьшали на те же величины. С помощью механического счетчика фиксировалось число циклов до разрушения образца.

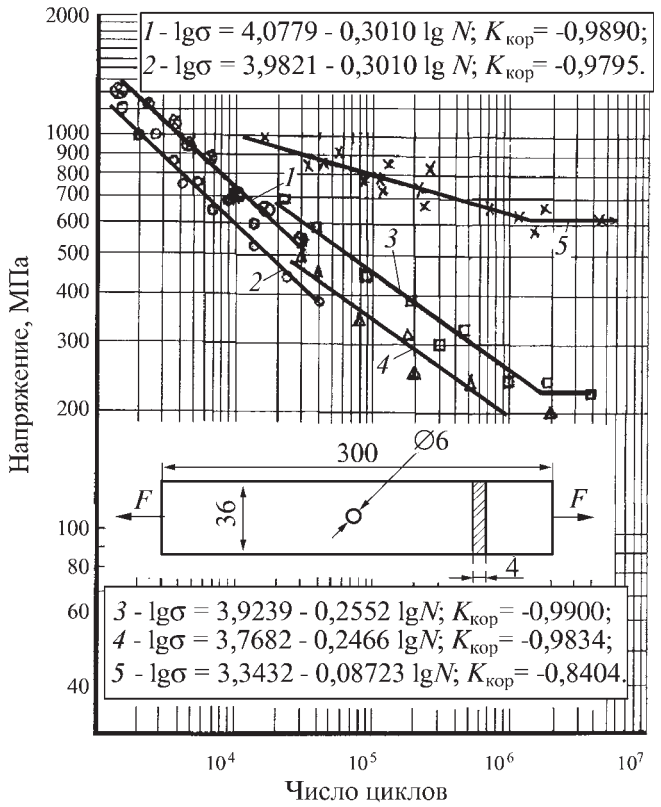


Рис. 2. Кривые усталости образцов из стали 30ХГСН2А при осевом растяжении по пульсирующему циклу при частоте циклов нагружения ω = 0,17 (*1, 2*) и 40 Гц (*3, 4*) и пределах прочности $\sigma_в$ = 1800 (*1, 3*) и 1280 МПа (*2, 4*), *5* – деформация поперечного изгиба плоских образцов сечением 3×3 мм, ω = 50 Гц, закалка на прочность $\sigma_в$ = 1500 МПа

Испытания проводили на образцах из конструкционной легированной стали 30ХГСН2А и Х15Н5Д2Т (ВНС-2) при разных циклических нагружениях и прочности. Эти сплавы применяются для наиболее ответственных деталей различных конструкций и машин. Размеры образцов составляли 36×4×300 мм и стандартные образцы с сечением 3×3 мм.

Результаты испытаний образцов на усталость представлены на рис. 2, откуда видно, что как при низкой частоте, равной 0,17 Гц, так и при 40 Гц характеристики сопротивления усталости стали 30ХГСН2А ($\sigma_в$ = 1800 МПа) выше, чем у менее прочных образцов ($\sigma_в$ = 1280 МПа). Предел выносливости образцов из стали 30ХГСН2А ($\sigma_в$ = 1280 МПа) на базе 10^7 циклов равен 200 МПа.

Математическая обработка полученных результатов позволила вывести уравнения кривых усталости в логарифмических координатах, связывающих шкалу напряжений с числом циклов (рис. 2, 3, 6, 7).

Увеличение частоты нагружения с 0,17 до 40 Гц оказывает более существенное влияние на показатели сопротивления усталости образцов из стали 30ХГСН2А с пределом прочности, равным 1800 МПа, по сравнению с образцами, у которых $\sigma_в$ = 1280 МПа.

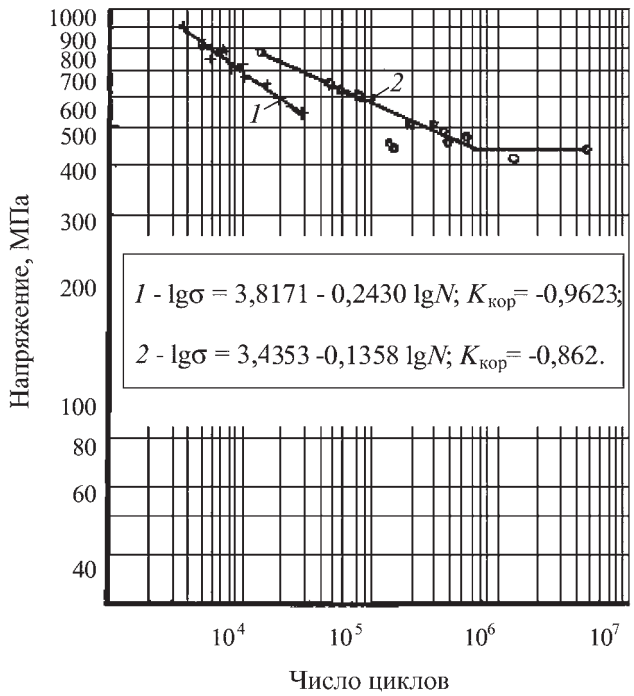


Рис. 3. Кривые усталости образцов, изготовленных из сплава ВНС-2:
1 и *2* – частота циклов нагружения 25 и 46,7 Гц; *1* – пульсирующий цикл нагружения при растяжении; *2* – вращение изогнутого образца

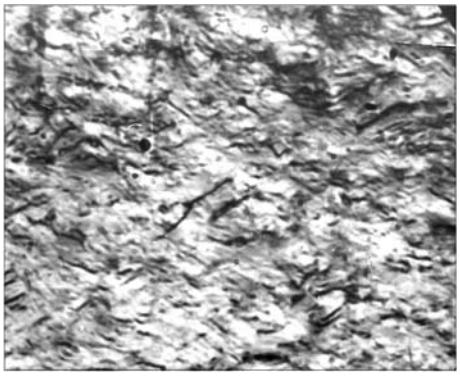


Рис. 4. Микроструктура стали 30ХГСН2А после испытания на усталость при 20 °С, σ = 1000 МПа, N = 1,5·10^3 циклов, ω = = 50 Гц. Деформация плоского изгиба образца сечением 3×3 мм. Кривая усталости показана на рис. 2. × 400

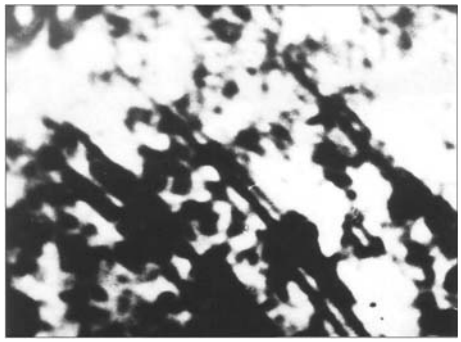


Рис. 5. Микроструктура стали ВНС-2 после испытаний на усталость при 20 °С, σ = = 577 МПа, N = 4,3·10^4 циклов, ω = 46,7 Гц (см. рис. 3, кривая *2*). ×2300

Наклон кривой tgα_w сильно уменьшился при испытании образцов малого сечения (3×3 мм), при этом вид испытания тоже другой (рис. 2, кривая *5*).

Из рисунка видно, что увеличение частоты циклов нагружения и в дополнение к этому смягчение схемы напряженного состояния (деформация вращения изогнутого образца) приводят к заметному уменьшению наклона кривой усталости к оси N, т.е. к улучшению показателя сопротивления усталости. На рис. 3 показано влияние числа циклов на усталость образцов из сплава ВНС-2 при разных видах нагружения.

Улучшение показателя сопротивления усталости связано с повышением упрочняемости материала поверхностных слоев сталей 30ХГСН2А и ВНС-2, о чем свидетельствует относительно малая повреждаемость их поверхности (рис. 4, 5). Растровая электронная микроскопия (рис. 5) позволяет выявить наличие глубоких полос скольжения, однако они охватывают относительно малую площадь шлифа.

В свою очередь такое количество развитых полос скольжения не оказывает заметного влияния на величину повреждаемости поверхности (Ф), они лишь дают возможность рассмотреть детальнее процесс повреждения поверхности сплава ВНС-2 (см. рис. 5).

Что касается стали 30ХГСН2А, то на рис. 4 видны широкие, извилистые и прерывистые полосы скольжения, однако, они также редки, как и в случае сплава ВНС-2.

Как показано на рис. 4, на поверхности преобладают неразвитые полосы скольжения, а развитых значительно меньше, поэтому повреждаемость Ф в этом случае тоже малая.

Испытание титановых сплавов ОТ4 и ОТ4-1 показало, что с увеличением частоты циклов нагружения показатель сопротивления усталости (tgα_w) ухудшается, т.е. он количественно увеличивается (рис. 6, 7).

Фактически мы наблюдаем противоположную картину в сравнении с материалами, которые описаны ранее.

Известно, что поверхностный слой деформируется раньше массива твердого тела [1]. Чем легче деформируется поверхностный слой, тем сильнее повреждается поверхность материала, т.е. тем больше повреждаемость Ф. Энергетический порог повреждаемости активного слоя описывается выражением вида

$$U_{\text{п.с}}\frac{\tau B_{\text{д.у}}-U_{\text{п}}K_j}{K_j}\left[\frac{\tau \text{B}_{\text{д.у}}}{\tau \text{B}_{\text{д.у}}-U_{\text{п}}K_j}-e^{-K_{Ay}K_j j}\right], \quad (1)$$

где τ – напряжение, действующее на петлю дислокации; $B_{\text{д.у}}$ – площадь дефекта упаковки; $U_{\text{п}}$ – энергетический порог повреждаемости собственно поверхности; K_j – параметр, связанный обратной зависимостью с поперечным размером (толщиной) поверхностного слоя j, 1/мм; K_{Ay} – параметр, определяющий сопротивление среды прохождению физического процесса пластической деформации, параметр упрочнения материала поверхностного слоя.

Анализ выражения показывает, что с увеличением частоты циклов увеличивается скорость деформации, а при увеличении скорости деформации сопротивление деформации возрастает. Это означает, что сопротивление среды (материала) поверхностного слоя прохождению физических процессов пластической деформации возрастает. В связи с этим увеличивается

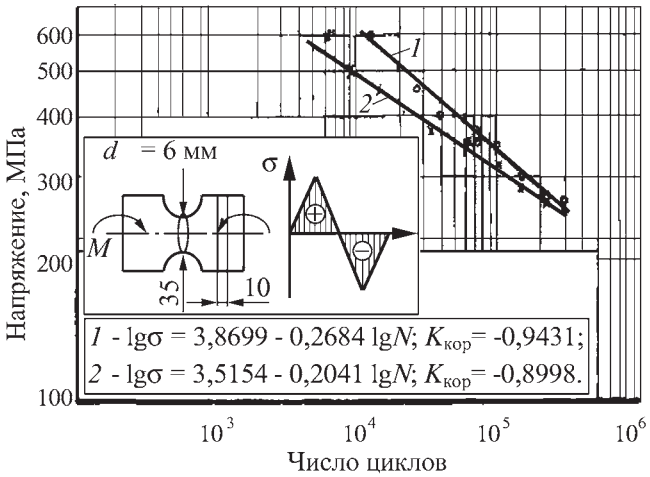


Рис. 6. Кривые усталости образцов из титанового сплава ОТ4. Деформация циклического симметричного изгиба, $\sigma_{\text{в}}$ = = 792 МПа. Частота циклов нагружения 25 (*1*) и 4,7 Гц (*2*)

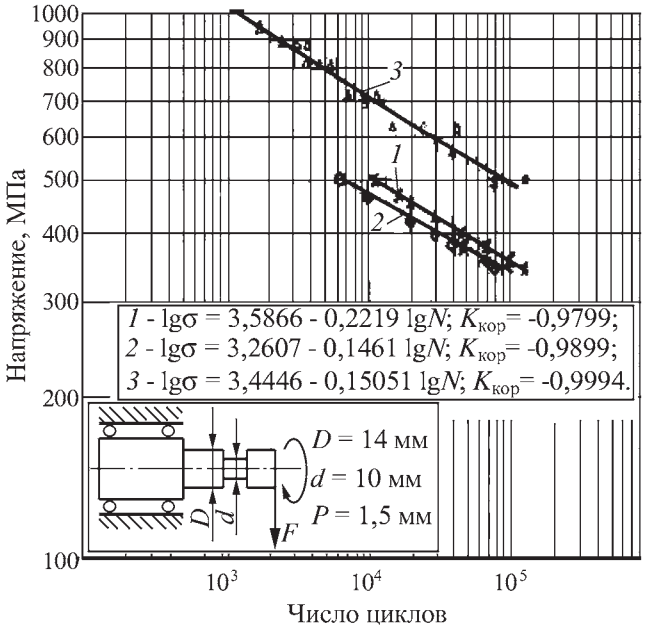


Рис. 7. Кривые усталости образцов из титанового сплава ОТ4-1 (*1, 2*) и стали 30ХГСН2А (*3*). Деформация вращения изогнутого образца, для сплава ОТ4-1 $\sigma_в$ = 722 МПа. Частота циклов нагружения 37 (*1*), *1* (*2*) и 3,33 Гц (*3*), *3* – плоский изгиб образцов сечением 3×3 мм

параметр K_{Ay} и возрастает энергетический порог повреждаемости слоя с аномальными свойствами $U_{п.с}$ (1). Увеличение $U_{п.с}$ снижает вероятность повреждения материала поверхностного слоя. Чем меньше ω, тем меньше скорость деформации и тем меньше сопротивление среды прохождению процессов разупрочнения (меньше параметр K_{Ay}), т.е. разупрочнение происходит легче, чем упрочнение.

Однако при исследовании вопроса о влиянии частоты циклов на повреждаемость Ф следует учитывать еще ряд обстоятельств. На "чистое" влияние, которое мы рассмотрели только что, накладывается влияние ряда других факторов, например: природы материала, температуры и т.д. Следует рассматривать способность материала накапливать суммарную пластическую деформацию с увеличением числа циклов в зависимости от ряда обстоятельств. Если материал не способен накапливать достаточно большую суммарную деформацию ε_ω из-за своей природы или условий деформирования, или по той и другой причине одновременно, то даже при большой частоте ω, когда сопротивление деформации должно быть большим и упрочнение должно превалировать над разупрочнением, мы можем получить обратный эффект [2]. Этот эффект будет заключаться в том, что вместо ожидаемого уменьшения повреждаемости Ф, мы будем наблюдать ее увеличение.

Таким образом установлено, что стали 30ХГСН2А и Х15Н5Д2Т (ВНС-2) показывают увеличение сопротивления усталости с ростом частоты циклов нагружения. Титановые высокопрочные сплавы ОТ4 и ОТ4-1, наоборот, имеют более высокое сопротивление усталости с уменьшением частоты циклов нагружения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Шетулов Д.И.** Связь сопротивления циклической нагрузке с повреждаемостью поверхности металлов // Изв. Академии Наук. Металлы. 1991. № 5. С. 160.

2. **Шибаров В.В., Шетулов Д.И., Мясников А.М., Соколов Л.Д.** Влияние частоты циклического погружения на усталость некоторых чистых металлов при нормальной температуре // Физика и химия обработки материалов. 1972. № 5. С. 74–77.

Владимир Викторович Мыльников, инженер;
Евгений Александрович Чернышов, д-р техн. наук;
Дмитрий Иванович Шетулов, д-р техн. наук

×èòàéòå â ñëåäóþùåì íîìåðå:

- **Ñåì¸íîâ Â.È.** Çàêîíîìåðíîñòè ñåãðåãàöèîííûõ àòîìíûõ ïåðåãðóïïèðîâîê ïðè êðèñòàëëèçàöèè ýâòåêòèêè
- **Êàçàíöåâ À.Ã, Ôåêëèñòîâ Ñ.È., Óóâàââ Â.À., Âîéäåð Ê.À.** Îïðåäåëåíèå ìåõàíè÷åñêèõ ñâîéñòâ ìàòåðèàëà òðóá ïî äàííûì èñïûòàíèé íà ðàñòÿæåíèå òàíãåíöèàëüíûõ îáðàçöîâ ñ íà÷àëüíîé êðèâèçíîé

УДК 669.017:539.43; 548.4;530

В.А. Скуднов *(Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева)*

Применение комплексов разрушения синергетики для оценки состояния полуфабрикатов

Приведены результаты оценок структурно-энергетического состояния полуфабрикатов – чугунов, инструментальных сталей для производства штампов, коленчатых валов, крепежных и листовых изделий – с помощью новых критериев разрушения синергетики для предприятий ОАО "ГАЗ", ОАО "Русские моторы", ассоциации РОССМЕТ и др.

Estimations results of semifinished items structure-energy condition – pig-iron, tool steels, tool there was for manufacture of dies, crankshafts, fastening and sheet products by means of new criterion of synergy fracture for the enterprises of JSC "GAS", JSC "Russkie Motory", associations ROSSMET and others are resulted.

Ключевые слова: качество; структура; работоспособность; критерии разрушения, зарождения трещин, распространения трещин, масштаба.

Key words: quality; structure; working capacity; fracture, crack nucleation, crack propagation, scale criteria.

Переход от использования технически чистых металлов, имеющих низкие механические и эксплуатационные свойства, к промышленным машиностроительным сплавам вызван объективной необходимостью постоянного повышения уровня их механических, технологических и эксплуатационных характеристик. Традиционная оценка состояния сплавов с помощью только общеизвестных механических свойств, определяемых на образцах [1, 2], является недостаточно информативной из-за того, что они напрямую не содержат величины работоспособности материала и деталей машин, имеющих разный масштаб (сечения), сложную геометрическую форму, характер приложенных нагрузок.

В этой связи представляет большой интерес оценка структурно-энергетического состояния исходных полуфабрикатов с помощью новых, комплексных энергетических двух- и трехпараметрических критериев разрушения – зарождения и распространения трещин, хрупкости, масштаба, которые предложены в синергетике [3] и позволяют учесть работоспособность полуфабрикатов на любой стадии производства изделия [4–6].

Целью данной работы является установление связи критериев разрушения синергетики с уровнем структурно-энергетического состояния и механическими свойствами некоторых сплавов железа.

Новые критерии (комплексы) синергетики. Нагруженное или деформируемое твердое тело по современным представлениям является многоуровневой системой [8] и имеет определенную энергоемкость W_c.

Ранее в работах [3, 7, 8] установлено, что энергоемкость (W_c) структуры полуфабрикатов повышается по мере перехода из хрупкого в квазихрупкое и далее – пластичное состояние, т.е. при возрастании пластичности (рис. 1, *а*, *б*); благодаря этому изменяется взаимосвязь процесса пластической деформации, дефектов структуры и процесса разрушения (рис. 2), изменяется кинетика зарождения, объединения, распространения трещин и разрушения в целом [2, 7], которые определяют закономерности сопротивления изнашиванию, распространения трещин, усталости и т.д. Значение W_c наряду с твердостью становится

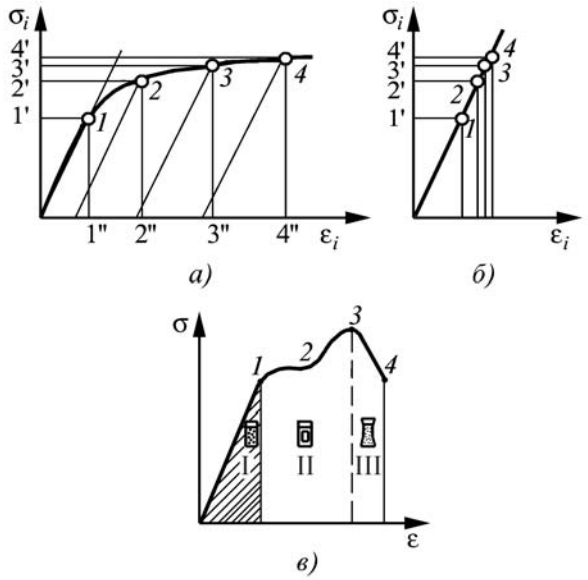


Рис. 1. Диаграммы деформации металлов при одноосном растяжении:
а – общий вид; *б* – увеличение упругой энергии тела за счет упрочнения; *в* – диапазоны разрушения: I – хрупкого, II – квазихрупкого, III – вязкого

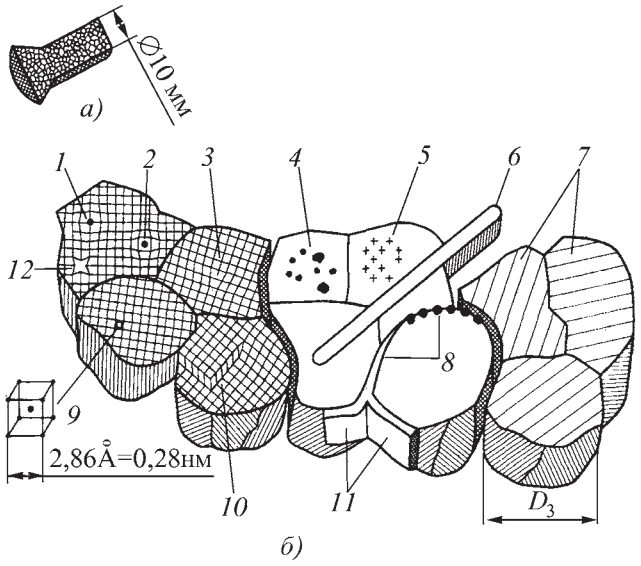


Рис. 2. Схематическое изображение структуры стальной заклепки (*а*) и дефектов строения ее структуры (*б*):
1, *2* – примесные (чужеродные) атомы соответственно замещения и внедрения; *3* – краевая дислокация; *4* – некогерентные выделения; *5* – когерентные выделения; *6* – тугоплавкие примесные включения; *7* – линии скольжения; *8* – выделения по границам зерна (микроуровень); *9* – элементарная ячейка α-железа; *10* – винтовая дислокация; *11* – пленочные выделения по границам зерен; *12* – вакансия; $D_з$ – диаметр зерна

дополнительным критерием работоспособности (износостойкости, усталости и т.д.) материалов [5, 6].

В зависимости от пластичности металла, например при одноосном растяжении цилиндрических образцов, энергоемкость определяется предельной удельной энергией деформации [2, 7] по следующим формулам:

– в упругой области

$$U_{упр} = 0{,}5(\sigma_т\,\varepsilon_{упр}) = 0{,}5(\sigma_т^2/E), \qquad (1)$$

– в области равномерной деформации, до образования шейки

$$W_р = 0{,}5(\sigma_т + \sigma_в^{ист})\varepsilon_р = 0{,}5(U_т + U_р)\varepsilon_р, \qquad (2)$$

– в области равномерной и сосредоточенной деформации, от предела текучести до сопротивления разрыву образца на части

$$W_с = 0{,}5(\sigma^{ист} + S_к)\varepsilon^{пред} = 0{,}5(U_т + U_к)\varepsilon^{пред}, \qquad (3)$$

где $\sigma_т$ – предел текучести; $\sigma_в^{ист}$ – истинный предел прочности; $\varepsilon_{упр}$ – упругая деформация; $\varepsilon_р$ – равномерная деформация; $\varepsilon^{пред}$ – истинная предельная деформация, истинное сужение площади поперечного сечения образца к моменту разрыва, равное $1n[1/(1-\psi)]$, $S_к$ – истинное сопротивление разрушению в конечной точке у диаграммы деформации, $S_к = \sigma_в(1+\delta)$ или $\sigma_т/(1-\psi)$; $U_т$, $U_р$, $U_к$ – упругие энергии соответственно в точках *1*, *3*, *4* кривой упрочнения (рис. 1).

По мере перехода материала из хрупкого в пластичное состояние доля упругой энергии по отношению к энергии пластической деформации в общей энергоемкости сильно снижается, что иллюстрируется данными табл. 1.

В ней рассчитаны величины $U_{упр}$ для сталей, имеющих предел текучести $\sigma_{0,2}$, изменяющийся от 200 до 3000 МПа при удлинениях от 1 до 10 %. Эти значения охватывают все состояния инструментальных сталей. Видно, что при изменении $\sigma_{0,2}$ от 200 до 3000 МПа значения упругой энергии изменяются от 0,09 до 20,74 МПа, т.е. в 230,4 раза, но остаются малой величиной по сравнению с энергоемкостью $W_с$. В работе Кремнева показано, что сопротивление разрушению стали Р6М5 на 90 % определяется значением энергии зарождения трещины, и только на 10 % – энергией распространения трещины.

Зарождение трещины требует пластической деформации, поскольку критерий зарождения трещины $K_{з.т} = W_с/\sigma_{0,2}$. При отсутствии пластичности $W_с = U_{упр}$

1. Соотношение энергий в общей энергоемкости нехрупкой стали

$\sigma_{0,2}$, МПа	200	500	1000	1500	2000	2500	3000
$U_{упр}$, без упрочнения	0,09	0,58	2,3	5,18	9,22	14,4	20,74
$W_{с\ пласт}$, 1 %	2,05	5,13	10,25	15,38	20,5	25,63	30,75
$U_{упр}/W_{с\ пласт}$, 1 %	0,44	11,3	22,43	33,68	44,97	56,18	67,44
$U_{упр}/W_{общ}$, 1 %	4,2	10,1	18,3	25,2	31	35,9	40,28
$W_{с\ пласт}$, 5 %	10,25	25,6	51,2	76,9	102,5	128,1	153,7
$U_{упр}/W_{с\ пласт}$, 5 %	0,87	2,3	4,5	6,7	8,99	11,24	13,49
$U_{упр}/W_{общ}$, 5 %	9,3	2,2	4,3	6,3	8,2	10,1	11,9
$W_{с\ пласт}$, 10 %	20,5	51,2	102,5	153,7	205	256,2	307,5
$U_{упр}/W_{с\ пласт}$, 10 %	0,44	1,1	2,2	3,4	4,49	5,62	6,74
$U_{упр}/W_{общ}$, 10 %	0,44	1,1	2,2	3,2	4,3	5,3	6,3

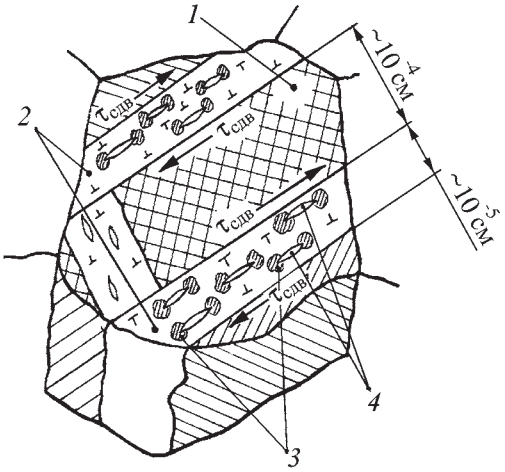


Рис. 3. Наличие трех фаз в деформированном зерне поликристалла:
1 – кристаллическая фаза; *2* – квазиаморфная фаза в виде полос скольжения с наличием дислокаций; *3*, *4* – диссипативная дефектная фаза в виде вязких зон *3* и распространяющихся микротрещин *4* в полосах скольжения

в упругой области можно рассчитать критерии зарождения $K_{з.т} = U_{упр}/\sigma_{0,2}$ и распространения $K_{р.т} = U_{упр}\sigma_{0,2}$ трещины. Пластичность может быть равна 1, 5, 10 %, тогда доля упругой энергии резко снижается в общей энергоемкости до разрушения. Например, для стали с пределом текучести 1500 МПа эта доля уменьшается от 25,2 до 3,2 %.

Видно, что величина $W_с$ действительно является показателем структурно-энергетического состояния материала. В формулы для ее расчета входят значения предела текучести, сопротивления разрушению, предельной деформации, упрочняемость, влияющие на закономерности поведения материалов при деформировании или при эксплуатации.

В синергетике показано [3], что состояние структуры деформированного тела, контролирующего механические свойства и критерии разрушения, характеризуется дефектностью (см. рис. 2) и наличием трех фаз (рис. 3).

Изображенные на рис. 3 фазы контролируют:

1 – сопротивление началу пластической деформации через величину $\sigma_т$;

2 – объемную плотность энергии деформации критического уровня величиной предельной удельной энергии деформации $W_с$;

3, *4* – критическую энергию на единицу длины трещины, пропорциональную величине $W_{с\,кр}$ [2, 6, 12, 13] в вершине трещины (отражены ранее в критериях механики разрушения K_{1c}, K_c, G_{1c}, G_c и δ_c), определяемой при критическом напряженном состоянии [2, 11, 12]

$$\Pi_{кр} = (1/((3G/E)-1))^{0,5} = (2(1+\nu)/(1-2\nu))^{0,5}, \qquad (4)$$

где G, E – соответствено модули сдвига и упругости; ν – коэффициент Пуассона.

Три критерия ($\sigma_т$, $W_с$, $W_{с\,кр} \sim K_{1c}$ или G_{Ic}) образуют независимый (инвариантный) комплекс, который контролирует переход от стабильного зарождения и роста трещин к нестабильному [3], т.е. контролируют процесс разрушения структуры полуфабрикатов при различных условиях нагрузки.

На основании этих представлений в синергетике предложены новые комплексы разрушения.

Критерий зарождения трещин $K_{з.т}$, количественно определяющий способность материала сопротивляться возникновению трещин при деформации, равен

$$K_{з.т} = W_с/\sigma_т\,. \qquad (5)$$

Чем выше значения $K_{з.т}$, тем труднее зарождаются трещины.

Критерий распространения трещин $K_{р.т}$, количественно определяющий способность материала сопротивляться свободному движению трещин при деформации в условиях достижения критического напряженного состояния, равен

$$K_{р.т} = K_{1c}\sigma_т \;\text{ или }\; K_{р.т} = W_{с\,кр}\sigma_т\,. \qquad (6)$$

Чем выше $K_{р.т}$, тем труднее распространяются трещины в материале.

Согласно работам [2, 6, 9, 10] величина K_{1c} пропорциональна $W_{с\,кр}$, где $W_{с\,кр}$ – критическая величина предельной удельной энергии деформации перед вершиной трещины; определяется при критическом напряженном состоянии (трехосном растяжении), когда энергия деформации, затрачиваемая на пластическую деформацию, равна энергии, идущей на упругое искажение объема. Согласно анализу многочисленных экспериментальных данных для сталей $W_{с\,кр} \approx$ $\approx (0,75...0,5)\,W_с$ [2]. Она выбирается в месте перегиба диаграмм предельной пластичности при критическом напряженном состоянии, равном 2,41, и коэффициенте Пуассона сплавов железа 0,28. Размерность критерия $K_{р.т}$ (МДж/м^3)·МПа или (МДж/м^3)^2·10^6, или (МПа^2)·10^6.

Критерий хрупкости $K_{хр}$, количественно раскрывает понятие "хрупкость" по соотношению предыдущих критериев:

$$K_{хр} = K_{р.т}^2/(K_{з.т}\sigma_т). \qquad (7)$$

Чем выше $K_{хр}$, тем сильнее критерий распространения трещины превышает критерий зарождения трещин, тем лучше металл противостоит хрупкости. $K_{хр}$ имеет размерность МПа^3 или (МДж/м^3)^3·10^{-6}.

Критерий масштаба $K_м$ (величина безразмерная) учитывает влияние размера детали по отношению к размеру образца, оценивает чувствительность материала к масштабу изделия по соотношению упругих констант (e_{xx} – упругие константы) материала и комплекса хрупкости ($K_{хр}$)

$$K_м = e_{xx} / K_{хр}, \quad (8)$$

где $e_{xx} = EW_{с\,кр}^2 / (1+\nu)(1-2\nu) = E(K_{1р})^2 / (1+\nu)(1-2\nu))$, E и ν – модуль Юнга и коэффициент Пуассона материала.

Чем выше критерий $K_м$, тем лучше материал противостоит увеличению масштаба заготовки или размеру детали. Поскольку упругие модули E и ν считаются структурно-нечувствительными величинами, то для практических расчетов для всех сталей их можно принимать равными $E = 210 \cdot 10^9$ Па, $\nu = 0{,}28$, а величина $W_{с\,кр}^2$ вычисляется из соотношения $W_{с\,кр} \approx \approx (0{,}75...0{,}5) W_с$. Величина $W_{с\,кр}$ определяется технологической дефектностью [2] и может уточняться повторными расчетами и экспериментами. Она определяет уровни новых синергетических критериев разрушения и работоспособности изделий, роль которых, например в изнашивании, является одной из новых задач их применения [9].

Новые критерии пригодны для самостоятельного анализа состояния и последующей работоспособности полуфабрикатов в соответствующих условиях нагружения.

Достижение и преодоление предельной энергоемкости структуры приводит к отказам на всех уровнях: субмикроскопическом, микроскопическом, макроскопическом и синергетическом [3, 9].

Любое предельное состояние, например момент разрушения, всегда имеет энергетическую и синергетическую природу, основанную на принципе самоорганизации при участии обратного влияния процесса повреждения на процесс деформационного упрочнения. При этом всегда присутствуют две субстанции: структурная и энергетическая.

Экспериментально многократно подтверждена взаимосвязь технологий и состояния структуры физическими и механическими характеристиками полуфабрикатов, которые можно иллюстрировать примерами.

Пример 1. Высокотемпературная обработка расплава с наложением электрических импульсов получила название электрогидроимпульсной (ЭГИО).

2. Технологические параметры обработки стали

Параметр	Режим обработки	
	I	II
Число импульсов, Гц	30...40	30...40
Энергия в импульсе, Дж	1,25	2,5
Продолжительность обработки, мин	2	1,5

Сталь в литом состоянии после ЭГИО имеет менее развитую химическую микронеоднородность, более мелкое зерно, ускоренную диффузию и массоперенос легирующих элементов в расплаве по сравнению с необработанным состоянием (табл. 2, 3). ЭГИО жидкого металла делает механизм диффузии марганца и никеля вместо кооперативного индивидуальным (моноатомным). Моноатомный процесс осуществляется быстрее и коэффициенты диффузии марганца и никеля в жидкой стали в этом случае возрастают в два раза.

Все это привело к повышению механических свойств, энергоемкости структуры и критериев разрушения отливок. Применение ЭГИО позволяет легировать металлическую ванну необходимыми элементами при более низких температурах с получением однородного расплава, что и характерно для неравновесных технологий.

Пример 2. Установим количественные зависимости критериев разрушения сталей 20Х, 20ХН, 20ХНР, 20ХГНР с 0,2 % углерода со степенью легирования хромом.

Образцы в виде прутков диаметром 15 мм были подвергнуты термообработке по следующему режиму: закалка от 760...830 °С с охлаждением в масле; отпуск при 180...200 °С с охлаждением в масле. Затем образцы подвергали испытанию на растяжение по ГОСТ 1497–98 и определяли механические свойства. По ним в дальнейшем были рассчитаны критерии разрушения: $K_{з.т}$; $K_{р.т}$; $K_{хр}$ по ранее приведенным формулам. Результаты расчетов приведены в табл. 4.

3. Влияние ЭГИО жидкой стали марок 34ХН3МФА и 25ХНМФА на механические свойства отливок (температура испытаний 20 °С)

Марка стали, вид обработки	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	ψ, %	KCV, МДж/м^2	$W_с$, МДж/м^3	$K_{з.т}$	$K_{р.т} \cdot 10^{-5}$, (МДж/м^3)^2
34ХН3МФА:								
без ЭГИО	1030	970	12	43	0,60	750,9	0,77	3,6
с ЭГИО (режим I)	1070	990	15	54	0,90	1219,9	1,23	6,03
с ЭГИО (режим II)	1070	990	15	54	0,90	1219,0	1,23	6,03
5ХНМФА:								
без ЭГИО	890	870	10	48	0,70	831,5	0,95	3,6
с ЭГИО (режим II)	920	850	14	56	1,20	1141,9	1,34	4,8

4. Механические свойства и критерии разрушения сталей 20Х, 20ХН, 20ХНР, 20ХГНР

Марка стали	Сечение, мм	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_в$, МПа	ψ, %	$W_с$, МДж/м^3	$K_{з.т}$	$K_{р.т}\cdot 10^{-6}$, (МДж/м^3)^2	$K_{хр}\cdot 10^{-9}$, (МДж/м^3)^3
20Х	15	640	780	40	436	0,68	0,14	0,04
20ХН	15	590	780	50	613	1,04	0,18	0,05
20ХНР	15	980	1180	50	1019	1,04	0,50	0,24
20ХГНР	15	1080	1270	50	1123	1,04	0,61	0,33

Из таблицы видно, что при одинаковом содержании 0,2 % углерода при повышении легирования стали, значения критериев разрушения возрастают. Критерий хрупкости стали 20ХГНР по отношению к стали 20Х повысился в 8,25 раза; критерий распространения трещин – в 4,4 раза; критерий зарождения – в 1,5 раза, энергоемкость возросла в 3 раза. Все это означает повышение работоспособности стали. Такая количественная оценка работоспособности сталей по противостоянию процессу разрушения по новым критериям синергетики дана впервые, поскольку по механическим свойствам такие оценки сделать невозможно.

Пример 3. Соотношение механических свойств и новых критериев разрушения для хрупких материалов на примере ковких чугунов дано в табл. 5.

Анализ табл. 5 позволяет установить следующее.

1. При одной и той же твердости (например, 1000...1630 НВ) разные марки ковкого чугуна (КЧ 30-6, КЧ 3308, КЧ 35-10) имеют разные значения энергоемкости. Энергоемкость чугуна КЧ 35-10 наиболее высокая.

2. Рассмотренные хрупкие материалы с относительным удлинением δ = 3...10 % имеют величину энергоемкости от 14 до 20 МДж/м^3 при значениях твердости НВ от 1000 до 2300 МПа.

Самое высокое значение $W_с$ у чугуна КЧ 37-12, обработанного по тому же режиму.

3. Критерии распространения трещин для ковкого чугуна варьируются от 1933 до 6658 (МДж/м^3)^2, а для графитизированной стали – от 18 081 до 34 080 (МДж/м^3)^2.

Таким образом, величина энергоемкости $W_с$, включающая в себя прочностные и пластические характеристики чугунов, проявляется как синергетическая характеристика состояния структуры полуфабрикатов и позволяет получить новые сведения об их возможностях по новым критериям разрушения, что по механическим свойствам сделать невозможно.

Пример 4. Рассмотрим работоспособность сталей 20Г2Р и 30Г1Р, используемых для производства крепежных изделий (ГОСТ 10702–78) (табл. 6), имеющих примерно одинаковые характеристики прочности (различие пределов текучести и прочности составляет не более 5 %), по поведению критериев разрушения.

Сравнение критериев показывает, что сталь 20Г2Р более предпочтительна, так как диапазон изменения критериев синергетики выше, чем 30Г1Р. Сопоставление между собой механических свойств и критериев разрушения приведенных сталей более выразительно показывает их преимущества и недостатки, которые необходимо выбирать в зависимости от решаемых задач: технологической деформируемости или эксплуатационной надежности.

Пример 5. Рассмотрим значения энергоемкости и новых критериев разрушения (табл. 7) для группы улучшаемых сталей (закалка и высокий отпуск), ре-

5. Механические свойства ковкого чугуна для отливок диаметром 16 мм

Марка чугуна	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	$\varepsilon_{пред}$	$\sigma_к$, МПа	$W_с$, МДж/м^3	$K_{з.т}$	$W_{с\,кр}$, МДж/м^3	$K_{р.т}$, (МДж/м^3)^2	НВ	$K_{хр}$, (МДж/м^3)^3
КЧ 30-6	294	180	6	0,06	312	14,3	0,08	10,7	1933,69	1000...1630	$1,6\cdot 10^5$
КЧ 33-8	323	209	8	0,08	349	21,5	0,10	16,1	3364,79	1000...1630	$3,4\cdot 10^5$
КЧ 35-10	333	190	10	0,10	366	26,5	0,14	19,9	3777,75	1000...1630	$3,1\cdot 10^5$
КЧ 37-12	362	242	12	0,11	405	36,7	0,15	27,5	6658,64	1100...1630	$8,1\cdot 10^5$
КЧ 45-7	441	284	7	0,07	472	25,6	0,09	19,2	5446,53	1500...2070	$7,5\cdot 10^5$
КЧ 50-5	490	290	5	0,05	515	19,6	0,07	14,7	4268,62	1700...2300	$5,5\cdot 10^5$
КЧ 55-4	539	382	4	0,04	561	18,5	0,05	13,9	5295,64	1920...2410	$1,1\cdot 10^5$
КЧ 60-3	588	390	3	0,03	606	14,7	0,04	11,0	4304,12	2000...2690	$8,4\cdot 10^5$
КЧ 65-3	637	422	3	0,03	656	15,9	0,04	12,0	5043,05	2120...2690	$1,1\cdot 10^6$

6. Механические свойства и критерии синергетики сталей (ГОСТ 10702–78)

Марка стали	Характеристики механических свойств и критерии синергетики						
	НВ	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_т$, МПа	ψ, %	$W_с$, МДж/м^3	$K_{з.т}$	$K_{р.т}\cdot10^{-6}$, (МДж/м^3)^2
10кп	114...143	300...320	250...260	60	409	1,6	0,78
20кп	132...163	360...380	270...280	50	286	1,04	0,58
20	132...163	340...440	270...350	50	322	1,04	0,75
12ХН	–	410...510	330...400	70	939	2,61	2,53
15ХГНМ	217	<490	<390	60	625	1,6	1,83
20Г2Р	187...197	480...510	380...400	65	727	1,84	2,15
30Г1Р	187...197	500...520	400...420	55	527	1,29	1,62
38ХА	187...207	<560	<450	60	722	1,6	2,43
38ХГНМ	169...235	560...620	450...500	50	494	1,04	1,76
40ХН2МА	269	<640	<510	50	530	1,04	2,02

7. Критерии разрушения синергетики улучшаемых сталей (ГОСТ 8479–70) в зависимости от сечения

Марка стали	Сечение, мм	$W_с$, МДж/м^3	$K_{з.т}$	$K_{р.т}\cdot10^{-6}$, (МДж/м^3)^2	$K_{хр}\cdot10^{-7}$, (МДж/м^3)^3	$e_{хх}$	$K_м\cdot10^{-4}$
40	100	279,48	0,81	0,72	1,9	2184,47	1,09
	101...300	190,62	0,61	0,45	1,1	1016,16	1,0
	301...500	155,23	0,56	0,32	0,66	673,85	1,0
45	100	301,91	0,76	0,89	2,6	2548,98	1,0
	101...300	238,81	0,69	0,62	1,6	1594,87	1,0
	301...500	157,83	0,50	0,37	0,88	696,61	0,8
35Х	100	342,26	0,70	1,25	4,6	3275,93	0,7
	101...300	257,97	0,65	0,76	2,3	1860,99	0,8
40Х	100	342,26	0,70	1,25	4,6	3275,93	0,7
	101...300	292,45	0,60	1,07	3,9	2391,74	0,6
	301...500	217,55	0,55	0,64	1,9	1323,48	0,7
	501...800	157,83	0,50	0,37	0,88	696,61	0,8
45Х	100	388,12	0,61	1,86	8,9	4212,56	0,5
	101...300	312,88	0,58	1,26	5,1	2737,63	0,5
	301...500	231,55	0,53	0,76	2,5	1499,31	0,6
	501...800	187,22	0,54	0,48	1,3	980,25	0,8
50Х	100	388,12	0,61	1,86	8,9	4212,56	0,5
	101...300	338,42	0,57	1,49	6,6	3202,84	0,5
30ХМ	100	342,26	0,70	1,25	4,6	3275,93	0,7
	101...300	321,34	0,73	1,06	3,5	2887,62	0,8
	301...500	301,91	0,76	0,89	2,6	2548,98	1,0
35ХМ	100	396,07	0,67	1,75	7,8	4386,87	0,6
	101...300	292,45	0,60	1,07	3,9	2391,74	0,6
	301...500	231,55	0,53	0,76	2,5	1499,31	0,6
	501...800	180,12	0,46	0,53	1,6	907,29	0,6

Марка стали	Сечение, мм	W_c, МДж/м^3	$K_{з.т}$	$K_{р.т}\cdot10^{-6}$, (МДж/м^3)^2	$K_{хр}\cdot10^{-7}$, (МДж/м^3)^3	e_{xx}	$K_м\cdot10^{-4}$
40ХН2МА	100	438,03	0,56	2,57	15	5365,76	0,4
	101...300	363,31	0,53	1,86	9,6	3691,19	0,4
	301...500	285,34	0,46	1,36	6,6	2276,90	0,3
	501...800	236,30	0,40	1,04	4,6	1561,47	0,3
34ХМА	101...300	292,45	0,60	1,07	3,9	2391,74	0,6
	301...500	231,55	0,53	0,76	2,5	1499,31	0,6
	501...800	180,12	0,46	0,53	1,6	907,29	0,6
30ХН3А	100	396,07	0,67	1,75	7,8	4386,88	0,6
	101...300	396,07	0,67	1,75	7,8	4386,88	0,6
	301...500	231,55	0,53	0,76	2,5	1499,31	0,6
	501...800	180,12	0,46	0,53	1,6	907,29	0,6
40Х2Н2МА	100	412,49	0,56	2,27	13	4758,26	0,4
	301...500	285,34	0,46	1,36	6,6	2276,90	0,3
35ХН1М2ФА	100	388,12	0,61	1,86	8,9	4212,56	0,5
	500...800	254,13	0,40	1,21	5,9	1806,06	0,3
36Х2Н2МФА	101...300	369,40	0,47	2,17	13	3815,95	0,3
	301...500	288,01	0,39	1,58	8,8	2319,79	0,3
	501...800	271,07	0,40	1,39	7,2	2054,90	0,3
20ХН3А	100	413,99	0,60	2,12	11	4792,95	0,4
20Х3МВФ	90	412,49	0,56	2,27	13	4758,26	0,4
	91...150	347,86	0,47	1,91	11	3383,92	0,3
	151	288,02	0,39	1,58	8,8	2319,79	0,3
18Х2Н4МА	100	438,03	0,56	2,57	15	5365,76	0,4
	101...300	347,86	0,47	1,91	11	3383,92	0,3
	301...500	304,36	0,44	1,56	8	2590,61	0,3
25Х1М1Ф	100	366,18	0,68	1,48	6	3749,69	0,6
	101...300	292,45	0,60	1,07	3,9	2391,74	0,6

жимы термической обработки и механические свойства которых приведены в ГОСТ 8479–70.

По данным расчетов построены графики зависимостей критерия зарождения трещин от относительного сужения (рис. 4), критерия распространения трещин от твердости (рис. 5), критерия масштаба от твердости (рис. 6) [9].

Максимальные значения энергоемкости W_c и прочности имеют стали 40ХН2МА и 18Х2Н4МА, минимальные – сталь 40. Чем выше общая энергоемкость, тем труднее в металле зарождаются и распространяются трещины, тем лучше материал и выше работоспособность деталей.

С увеличением сечения детали значения W_c и твердости снижаются, причем значения W_c снижаются быстрее, чем твердость. Максимальные значения энергоемкости соответствуют меньшему сечению детали. Следовательно, работоспособность деталей с большим сечением также должна быть ниже. Это отражается на поведении критерия масштаба (см. рис. 6).

Критерий зарождения трещины для всех сталей контролируется показателем пластичности: чем больше пластичность, тем выше критерий зарождения трещины (см. рис. 4). Высокие показатели пластичности (по значению ψ) и критерии зарождения трещин имеют сталь 40 и 30ХМ, более низкие – сталь 36Х2Н2МФА. Поскольку природа хрупкого и вязкого разрушения одинакова и определяется величиной предшествующей деформации, которая связана с дви-

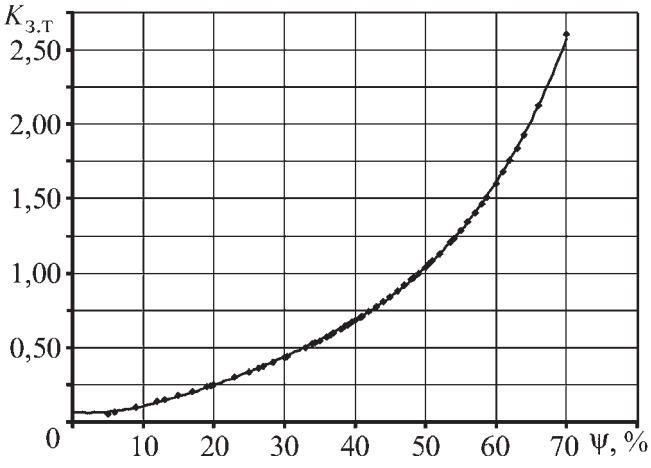


Рис. 4. Зависимость критерия зарождения трещин $K_{з.т}$ от относительного сужения

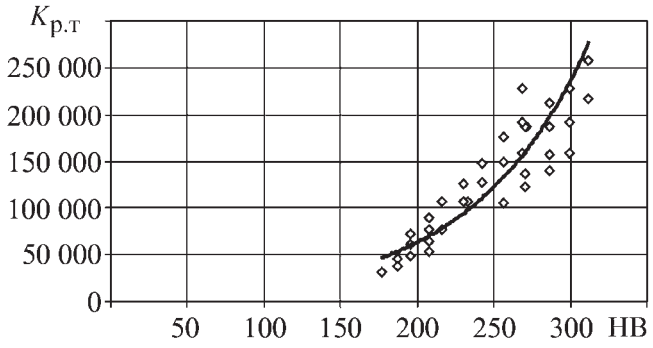


Рис. 5. Зависимость критерия распространения трещин $K_{р.т}$ от твердости

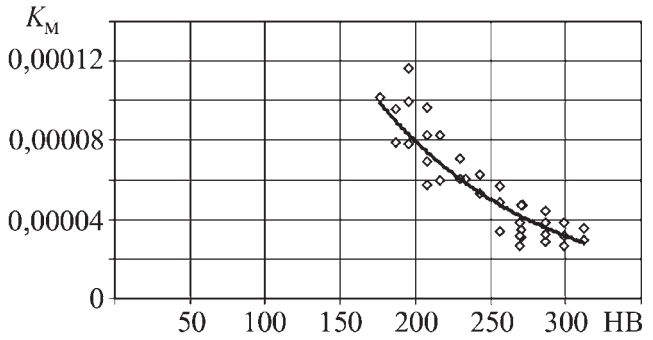


Рис. 6. Зависимость критерия масштаба $K_м$ от твердости

жением дислокаций, то, несмотря на различия химических составов, структур и состояний (литое, деформированное, термически упрочненное, сварное и т.д), график является общим и универсальным для всех металлов и сплавов. Высокие значения $K_{з.т}$ имеют стали 40, 30ХМ, низкие – стали 36Х2Н2МФА и 20Х3МВФ, чугуны.

Масштаб (размер сечения) детали влияет на все энергетические характеристики: $W_с$, HB, $K_{з.т}$, $K_{р.т}$, $K_м$. Это можно проследить по данным табл. 7. Чем больше сечение, тем ниже $W_с$, HB, $K_{з.т}$, $K_{р.т}$, $K_м$. Для исследуемых сталей – оптимальным сечением является 100 мм. Например, $K_{з.т}$ для сечений 500 мм снижается в 1,5 раза.

При одинаковых значениях $K_{з.т}$, значения $K_{р.т}$ отличаются. Чем выше твердость, тем выше $K_{р.т}$ (см. рис. 5). Критерий $K_{р.т}$ позволяет показать обратное влияние поврежденности на поведение металла через их связь с величиной $K_{з.т}$. При одинаковом размере сечения значения $K_{р.т}$ у хрупких материалов с повышением значения $K_{з.т}$ снижаются. Вообще у всех сталей критерий распространения трещин снижается с увеличением критерия зарождения трещин, пропорционально росту уровня пластичности металла. У квазихрупких сталей, критерий распространения трещин при одинаковом $K_{з.т}$ возрастает пропорционально росту твердости.

Механизм распространения трещин в пластичных и квазихрупких сталях может быть различен. У пластичных металлов трещина вязнет в зоне перед ней, затупляет свою вершину (острие трещины) и, как только в зоне перед вершиной магистральной трещины образуется новая, дополнительная трещина, магистральная трещина соединяется с ней, двигаясь медленно последовательными скачками.

У квазихрупких материалов трещина не имеет перед острием существенной зоны пластической деформации, поэтому там образуется пик напряжений и распространение трещины зависит от однородности распределения и твердости включений металла. В целом связь критерия распространения трещин с критерием зарождения трещин отражает влияние обратных потоков энергии на поведение материалов и является сложной.

Критерий масштаба уменьшается с повышением твердости (рис. 6), поэтому и вероятность разрушения крупных изделий выше. Лучший комплекс прочностных характеристик при увеличении сечения имеет сталь 40, худший – сталь 36Х2Н2МФА; максимальное значение критерия масштаба имеет сталь 40, меньшее – стали 36Х2Н2МФА, 36Х2Н2МФА и 20Х3МВФ. В зависимости от масштаба (размера) изделия при экстраполяции значений $W_с$, $K_{з.т}$, $K_{р.т}$, $K_{хр}$, $K_м$ на большие сечения можно установить, при каких сечениях слитков и крупных деталей они будут стремиться к нулю и вызывать хрупкое самопроникающее разрушение от внутренней энергии. Дополнительным фактором выступает трехосное растяжение из-за наличия различных концентраторов напряжения и сложной геометрии.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Марочник** сталей и сплавов. 2-е изд. / А.С. Зубченко, М.М. Колосков, Ю.В. Каширский и др. Под общ. ред. А.С. Зубченко. М.: Машиностроение, 2003. 784 с.

2. **Скуднов В.А.** Предельные пластические деформации металлов. М.: Металлургия, 1989. 187 с.

3. **Иванова В.С., Баланкин А.С., Бунин И.Ж., Оксагоев А.А.** Синергетика и фракталы в материаловедении. М.: Наука, 1994. 383 с.

4. **Малков В.П.** Энергоемкость механических систем. Нижний Новгород: НГТУ, 1995. 258 с.

5. **Скуднов В.А., Северюхин А.Н.** О взаимосвязи предельной удельной энергии деформации с критериями трещиностойкости линейной и нелинейной механики разрушения // Изв. вузов. Черная металлургия. 1993. № 11–12. С. 42–45.

6. **Скуднов В.А., Северюхин А.Н.** О связи предельной удельной энергии деформации с твердостью стали // Изв. вузов. Черная металлургия. 1992. № 4. С. 41–43.

7. **Скуднов В.А.** Синергетика процессов и явлений в металловедении, упрочняющих технологиях и разрушении: учебн. пособ. Н. Новгород: НГТУ, 2007. 101 с.

8. **Скуднов В.А.** Оценка штампуемости листа из стали 08Ю ОСВ с помощью критериев синергетики // КШП-ОМД. 2003. № 3. С. 8–13.

9. **Патент 2052790 РФ, МКИ 6 G 01 N 3/00.** Способ определения вязкости разрушения металлов /В.А. Скуднов, А.Н. Северюхин.

10. **Патент 2085902 РФ, МКИ 6 G 01 N 3/42.** Способ оценки пластичности упрочненного металла / В.А. Скуднов, И.Н Григорьев, С.В. Евдокимов, Л.А. Гаврилова.

Вениамин Аркадьевич Скуднов, д-р техн. наук

УДК 621.45:539.2:226.2:620.179.1

С.А. Букатый *(Рыбинская государственная авиационная технологическая академия им. П.А. Соловьева)*

Применение эффекта нелинейности температурных характеристик материалов в заготовительном производстве для повышения точности деталей

Изложено применение эффекта нелинейности температурных характеристик материалов для контроля остаточных напряжений и прогнозирования размерной стабильности деталей, а также совершенствования технологических процессов изготовления ответственных деталей в целях повышения их точности и размерной стабильности.

The paper devoted to application of the nonlinearity effect of temperature performances of materials for determination of the residual stresses and prognostication of dimensional stability of materials and perfection of the technological processes of critical parts manufacturing which required for utmost precise and dimensional stability of parts.

Ключевые слова: остаточные напряжения; эффект нелинейности; неразрушающий контроль; технологические деформации; размерная стабильность.

Key words: residual stresses; nonlinearity effect; nondestructive control; technological deformations; dimensional stability.

В процессе изготовления в материале деталей появляются различные дефекты структуры, приводящие к искажениям кристаллической решетки и образованию внутренних – остаточных напряжений (ОН). Известно, что деление ОН на напряжения I, II и III рода условно. Все эти напряжения связаны между собой и являются следствием искажений кристаллической решетки. В напряженном состоянии твердых тел напряжения II и III рода играют важную роль. Так, например, пластически деформированный металл сохраняет около 10 % энергии, затраченной на его деформирование. Почти вся энергия (95 %) заключена в напряжениях III рода, а на долю напряжений I рода приходится всего 0,1 %.

Материал с внутренними напряжениями становится термодинамически неустойчивым и его переход в более стабильное состояние с меньшей свободной энергией сопровождается изменением физико-механических свойств и перераспределением ОН. Это приводит к изменению работоспособности деталей, а также к размерной нестабильности, т.е. к изменению размеров и формы деталей во времени – технологическим остаточным деформациям (ТОД). Поэтому контроль ОН и прогнозирование размерной стабильности материалов неразрушающими методами является важной задачей в машиностроении.

В результате многолетних исследований экспериментально подтверждено и теоретически обосновано существование эффекта нелинейности температурных характеристик (ЭНТХ)*, который заключается в том, что статические искажения кристаллической решетки существенно влияют на динамические искажения. Эффект проявляется в необратимости процесса теплового расширения в области малых воздействий, изменении модуля упругости (E), температурного коэффициента линейного расширения (α), плотности материалов (ρ) и как следствие – в изменении собственной частоты колебаний детали f, а также в нелинейности температурных зависимостей указанных характеристик и в различии их величин при нагревании и охлаждении.

Следовательно, для материалов с внутренними напряжениями и большой концентрацией дефектов кристаллического строения каждый из перечисленных параметров может быть использован для неразрушающего контроля внутренних напряжений и прогнозирования изменения размеров и формы деталей во времени [1].

В дальнейших исследованиях по практическому применению ЭНТХ нами использовались коэффициент α и его температурная зависимость, которую обозначим как $K_\alpha = d\alpha/dt$. Значение K_α определяют на основе справочных данных о зависимости коэффициента α от температуры. Для большинства конструкционных материалов в отожженном состоянии в интервале от 0 до 200...500 °С эта зависимость близка к линейной и имеет порядок $10^{-9}...10^{-8}$ K^{-2}.

Для исследования температурных деформаций реальных деталей при малых тепловых воздействиях разработана специальная система контроля, в которой нагревание контролируемых деталей проводится в термостатах ТС-80 [2]. Измерение температурных деформаций осуществляется с помощью датчиков, преобразующих температурные деформации деталей

* Авторы ЭНТХ – С.А. Букатый, П.К. Янышев.

Δl в изменение периода резонансных колебаний τ струны – резонатора.

Тогда исследуемый коэффициент α и его температурный коэффициент $K_t = d\alpha/dt$ определяются зависимостями:

$$\alpha = \frac{\Pi}{l}\frac{d\tau}{dt},\ K_t = \frac{\Pi}{l}\frac{d^2\tau}{dt^2}, \qquad (1)$$

где П – передаточная функция, определяемая при тарировке датчика; l – контролируемый размер детали; τ – период резонансных колебаний.

По методике, изложенной в работе [3], в интервале температур ($T_1 - T_2$) с помощью сплайнов 3-го порядка определяется зависимость $K_t(t)$. Для оценки состояния материала или детали используем среднее значение $K_{ср}$:

$$K_{ср} = \frac{\Pi}{l(T_2 - T_1)}\int_{T_1}^{T_2} K_t\,dt. \qquad (2)$$

Результаты исследований на образцах из стали 40Х и сплавов АК4-1 и ВД17 показывают, что значение $K_{ср}$ может служить параметром для неразрушающего контроля ОН и прогнозирования размерной стабильности деталей, а также целевой функцией при решении задач оптимизации технологических процессов изготовления высокоточных деталей. Далее рассмотрим конкретные примеры применения ЭНТХ.

Неразрушающий контроль остаточных напряжений в заготовках и прогнозирование размерной стабильности деталей

Из производственной практики изготовления газотурбинных двигателей (ГТД) известно, что неисправимый брак по ТОД для ряда ответственных деталей достигает существенных величин. Поэтому очень важно контролировать остаточное напряженное состояние заготовок деталей неразрушающим способом.

В настоящей работе проведены исследования заготовок лопаток 1–3-й ступеней компрессора ГТД из сплава ВД17 длиной до 450 мм и из сплава ВТ3-1 длиной 120 мм. Заготовки из ВД17 разрезали электроискровым методом на элементы длиной 90 мм, так как размер заготовок не должен превышать базовую длину контролирующих датчиков (на данном этапе работ – до 100 мм) (рис. 1).

Контроль состояния материала штамповок проводили выборочно по 23 шт из каждого комплекта. Всего было исследовано 72 заготовки из сплава ВД17 и 21

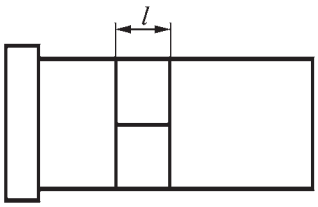


Рис. 1. Схема вырезки образцов из заготовок лопаток

1. Результаты контроля заготовок лопаток из сплавов ВД17 и ВТ3-1

Сплав	K_α, 10^{-8} К$^{-2}$	$\overline{K}_{ср}$, 10^{-8} К$^{-2}$	Брак по ТОД, %
ВД17	0,6	28,1	>50
		3,6	≤10
		11,3	100 (после фрезерования и шлифования)
ВТ3-1	0,3	8,5	>50
		1,1	≤10

заготовка из сплава ВТ3-1. Все комплекты по количеству заготовок, забракованных по величине ТОД после фрезерования, были разделены на две группы: до 10 % и свыше 50 %.

Результаты измерений, представленные в табл. 1, показывают, что среднее арифметическое $\overline{K}_{ср}$, определяемое для групп комплектов с повышенными ТОД приблизительно в 8 раз больше $\overline{K}_{ср}$ для групп комплектов с пониженными ТОД и намного превышают величины K_α.

Результаты контроля заготовок из различных комплектов с повышенными ТОД показали большое рассеяние величин $\overline{K}_{ср}$ от $18\cdot10^{-8}$ до $589\cdot10^{-8}$ К$^{-2}$. Это свидетельствует о неоднородности остаточного напряженного состояния материала заготовок в состоянии поставки.

Кроме штамповок также было исследовано 16 лопаток из сплава ВД17, отбракованных по ТОД после фрезерования и шлифования. Величина $\overline{K}_{ср} = 11{,}3\cdot10^{-8}$ К$^{-2}$ для этих лопаток тоже значительно больше K_α (см. табл. 1), но в ~2,5 раза меньше $\overline{K}_{ср}$ для штамповок из комплектов с повышенными ТОД. Это объясняется тем, что при механообработке удаляется технологический припуск – поверхностный слой с повышенной концентрацией дефектов.

Исследования деформаций заготовок тонкостенных кольцевых деталей диаметром до 800 мм из сплавов АК4-1 и ВТ3-1 показывают, что в процессе изготовления до 50 % кольцевых деталей претерпевают существенные деформации (эллипсность, неплоскостность и др.), соизмеримые, а часто и превышающие технологические допуски. Для проведения контроля из заготовок вырезали образцы длиной до 80 мм. Было исследовано 46 образцов из сплава ВТ3-1 и 36 образцов из сплава АК4-1.

После разрезки кольца (рис. 2) наблюдается изменение диаметра в пределах от –20 до +15 мм, обусловленное перераспределением ОН I рода. На практике изменение диаметра удобнее контролировать по изменению расстояния между торцами образовавшихся после разрезки кольца поверхностей – δ. Эти деформации измеряли штангенциркулем с ценой деления 0,05 мм при горизонтальном расположении деталей,

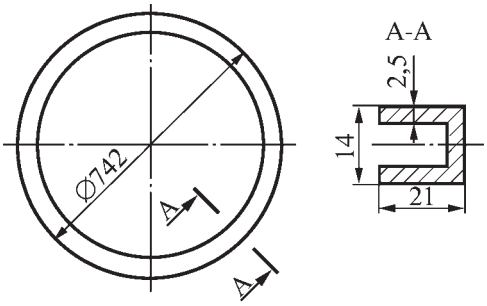


Рис. 2. Эскиз тонкостенной проставки ГТД из ВТ3-1

2. Результаты контроля заготовок кольцевых деталей из сплавов ВТ17 и ВТ3-1

Сплав	K_α, 10^{-8} К$^{-2}$	$\overline{K}_{ср}$, 10^{-8} К$^{-2}$	Брак по ТОД, %
АК4-1	1,0	11,7	50
ВТ3-1	0,3	2,0	30
		1,0	5

лежащих на контрольной плите в свободном состоянии. Результаты исследования, представленные в табл. 2, характеризуют неоднородность остаточного напряженного состояния заготовок проставок.

Однако деформации от разрезки не могут в полной мере характеризовать остаточное напряженное состояние деталей, поскольку кольца с малыми деформациями после разрезки в течение некоторого времени продолжают деформироваться, так как в них протекают релаксационные процессы. Так, например, в кольце с $K_{ср} = 3{,}7 \cdot 10^{-8}$ К$^{-2}$ после разрезки было получено $\delta = 1$ мм. При повторном измерении через 120 ч стало $\delta = -29$ мм, т.е. расстояние между торцами уменьшилось на 30 мм. Следовательно, размерная стабильность деталей в большей степени зависит от внутренних микронапряжений II и III рода, чем от остаточных макронапряжений I рода.

Совершенствование и оптимизация заготовительных процессов для уменьшения остаточных напряжений и технологических деформаций и повышения размерной стабильности материалов и деталей

Известно, что наибольшее влияние на точность размеров и формы деталей оказывает неоднородность их остаточного напряженного состояния. Чаще всего ОН возникают при литье, штамповке и других заготовительных процессах, связанных с нагревом и охлаждением. Для уменьшения ОН наряду с совершенствованием конструкции изделий требуется обеспечение оптимальных режимов охлаждения. Если технологический процесс (ТП) не позволяет обеспечить требуемые условиях охлаждения, то образующиеся в заготовках ОН перед механической обработкой нужно устранять. На практике для этого чаще всего применяют термические методы.

Экспериментально установлено, что при снятии ОН изменение α и $K_{ср}$ происходит тем больше, чем больше их исходные значения. При этом $K_{ср}$ изменяется в большей степени, чем α.

Поскольку трудно подобрать партию экспериментальных образцов или деталей с одинаковыми исходными характеристиками, то для определения искомых параметров следует использовать критерий $Y = \Delta K_{ср} / K_{ср}^{исх}$. Для решения оптимизационных технологических задач данный критерий следует использовать в качестве целевой функции.

Для определения параметров ТП, обеспечивающих максимальное снятие ОН в заготовках, следует стремиться к максимальным значениям критерия, т.е. $Y \to \max$. Но если совершенствуется ТП изготовления высокоточных деталей или оптимизируются режимы обработки, обеспечивающие минимальные ОН в материале, то нужно исходить из условия $Y \to 0$.

Отметим, что, несмотря на относительно низкую чувствительность, аналогичные результаты дает и критерий $\Delta\alpha/\alpha^{исх}$ (см. рис. 4).

Для совершенствования заготовительных ТП для обеспечения минимального уровня ОН в объеме заготовок в качестве целевой функции Y нужно использовать $K_{ср}$ и $\overline{K}_{ср}$. В этом случае параметры ТП определяют на основе многофакторного эксперимента из условия обеспечения $Y \to \min$.

Исследование эффективности режимов термостабилизации алюминиевых сплавов. Исследования проводили в целях изыскания способов уменьшения ТОД направляющих лопаток компрессора ГТД из сплава ВД17 после механической обработки. Для построения математической модели процесса термостабилизации (ТС) воспользуемся в качестве целевой функции критерием $Y = \Delta K_{ср} / K_{ср}^{исх}$. Определение параметров ТС можно разделить на три этапа:

1) определение максимально допустимой – "критической" скорости охлаждения $v_{кр}$, не приводящей к образованию в процессе охлаждения детали термических остаточных напряжений; 2) определение максимально допустимой – "критической" температуры $T_{кр}$, начиная с которой можно охлаждать деталь на воздухе, т.е. без контроля скорости охлаждения; 3) определение оптимальной температуры нагрева T_{max} и длительности выдержки τ при этой температуре для снятия остаточных напряжений.

Если определение параметров 3-го этапа для различных материалов достаточно хорошо исследовано, то сведения $T_{кр}$ и $v_{кр}$ в известной литературе отсутствуют. После определения $T_{кр}$ и $v_{кр}$ фиксируем их как постоянные. В этом случае математическая модель ТС упрощается и содержит всего два переменных параметра – T_{max} и τ. Для исследования и реализации различных режимов термообработки использовали систему автоматического регулирования температуры, позволяющую изменять в широких пределах скорость нагрева и охлаждения и выдержку температуры на требуемом уровне в течение заданного отрезка времени.

Для определения $T_{кр}$ и $v_{кр}$ использовали образцы, вырезанные из забракованных по ТОД лопаток с при-

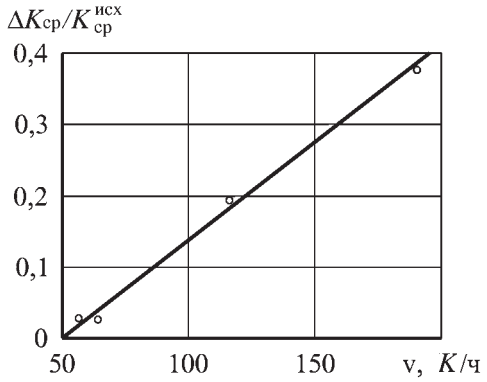


Рис. 3. Зависимость скорости охлаждения от отношения $\Delta K_{ср} / K_{ср}^{исх}$

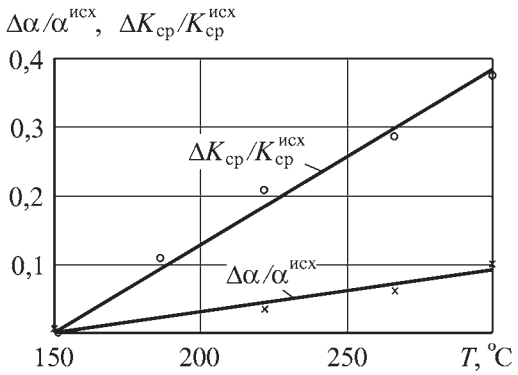


Рис. 4. Зависимость от температуры отношений $\Delta\alpha/\alpha^{исх}$ и $\Delta K_{ср} / K_{ср}^{исх}$

близительно одинаковыми значениями $K_{ср}$ и $\alpha_{ср}$. Значения $T_{кр}$ и $v_{кр}$ определяли из условия $\Delta K_{ср} / K_{ср}^{исх} \to 0$. Результаты экспериментов, приведенные на рис. 3 и 4, дают значения $v_{кр}$ = 50 К/ч и $T_{кр}$ = 150 °С. Отметим, что аналогичные результаты дает и критерий $\Delta\alpha/\alpha^{исх}$.

Определение оптимальных температуры T_{max} и длительности выдержки при стабилизации $\tau_{ст}$, обеспечивающих эффективное снятие ОН, следует искать из условия $Y = \Delta K_{ср} / K_{ср}^{исх} \to \max$. Для исследования влияния T и τ на снятие ОН был проведен полный двухфакторный эксперимент. В результате было получено следующее выражение:

$$Y = 2{,}125 - 0{,}15\tau - 5{,}88 \cdot 10^{-3} T + 4{,}42 \cdot 10^{-4} \tau T. \qquad (3)$$

На основании полученной модели можно осуществить оптимизацию, например методом крутого восхождения, и определить оптимальные значения $T_{опт}$ и $\tau_{опт}$. Настоящие исследования показали, что $T_{опт}$ и $\tau_{опт}$ в значительной мере зависят от остаточного напряженного состояния материала и табличные значения следует рассматривать как ориентировочные.

Так, например, для материала АК4-1 с высоким уровнем исходных ОН, которым соответствовало $K_{ср}^{исх} = 616 \cdot 10^{-8}$ К$^{-2}$, после рекомендуемого отжига при T = 320 °С в течение 2 ч стало $K_{ср} = 129 \cdot 10^{-8}$ К$^{-2}$ при $\Delta K_{ср} / K_{ср}^{исх} \approx 0{,}79$. Это свидетельствует о существенном, но не полном снятии напряжений, так как для АК4-1 $K_{\alpha} = 1{,}0 \cdot 10^{-8}$ К$^{-2}$. Отжиг при T = 360 °С даже при уменьшении времени до 1 ч приводит к более полному снятию напряжений – $K_{ср} = 40 \cdot 10^{-8}$ К$^{-2}$ и $\Delta K_{ср} / K_{ср}^{исх} \approx 0{,}94$, что подтверждает бóльшую эффективность температуры по сравнению с влиянием длительности отжига.

Таким образом, режимы стабилизации материалов следует назначать в зависимости от уровня их остаточного напряженного состояния. При этом следует учитывать, что все виды термообработки с температурой выше температуры старения (~200 °С) приводят к снижению механических свойств и коррозионной стойкости алюминиевых сплавов. В таких случаях для снятия ОН можно рекомендовать изложенный ниже виброударный метод.

Снятие остаточных напряжений и стабилизация размеров и формы деталей виброударным методом. В настоящее время для стабилизации размеров и формы деталей наряду с широко известными термическими получают распространение вибрационные методы. Однако термические методы стабилизации понижают прочностные свойства и коррозионную стойкость алюминиевых сплавов, а вибрационные, в силу малой интенсивности, требуют длительной обработки либо оказываются недостаточно эффективными. Поэтому для уменьшения ТОД деталей предлагаем виброударный метод стабилизации [4].

Экспериментальные исследования проводили на заготовках направляющих лопаток 2-й ступени компрессора из сплава ВД17 длиной 360...420 мм на модернизированной машине ВГМ-5А с амплитудой 4...6 мм и частотой 23 Гц. Деформации лопаток после механической обработки измеряли по отклонению свободного конца пера при консольной схеме крепления.

При фиксированных амплитуде и частоте требовалось определить оптимальную длительность обработки. В качестве критериев оптимальности использовали коэффициент α и относительный критерий $\Delta K_{ср} / K_{ср}^{исх}$. Исследования показали, что после виброобработки α уменьшается, а отношение $\Delta K_{ср} / K_{ср}^{исх}$ растет (рис. 5).

После 5...7 мин виброобработки наблюдается стабилизация значения α и снижение роста $\Delta K_{ср} / K_{ср}^{исх}$, при дальнейшем увеличении длительности обработки происходит уменьшение $\Delta K_{ср} / K_{ср}^{исх}$. Это свидетельствует о снижении эффективности дальнейшей виброобработки.

Для апробации в производственных условиях были выбраны два режима с длительностью 5 мин (оптимальный) и 10 мин (проверочный), на которых обрабатывались две партии заготовок по 30 шт каждая. Третья партия из 75 шт заготовок была контрольной и виброобработке не подвергалась. После фрезерования

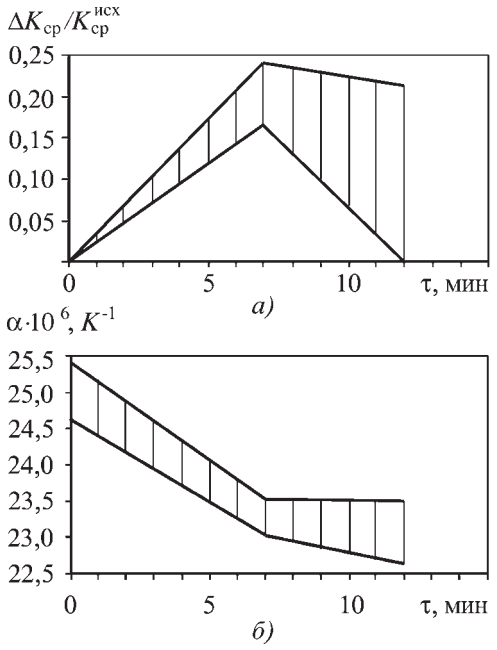


Рис. 5. Влияние длительности виброударной обработки на эффективность снятия ОН

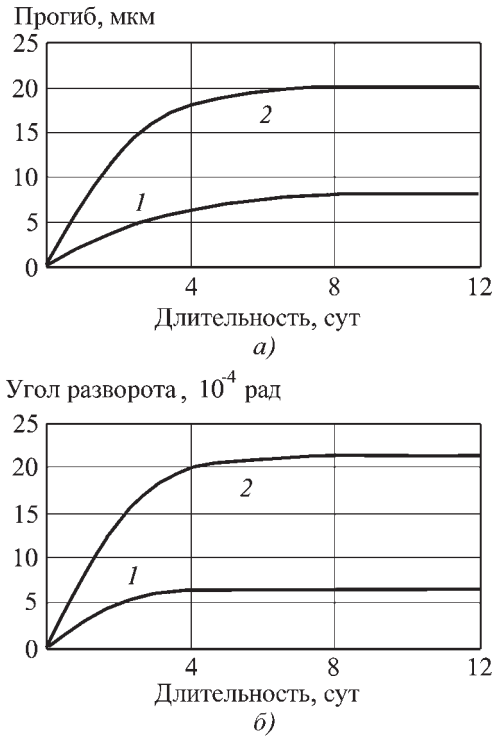


Рис. 6. Деформация лопаток во времени после изготовления изотермической штамповкой:
а – прогиб лопаток; *б* – изменение угла разворота лопаток; *1* – опытные лопатки; *2* – контрольные лопатки

и шлифования деформации всех лопаток из первой (оптимальной) партии были в пределах технологического допуска. Во второй и третьей партиях число лопаток с короблением сверх допуска составило соответствено 4 и 17 шт.

Испытания лопаток на выносливость и коррозионную стойкость показали, что после виброобработки на оптимальном режиме циклическая прочность и коррозионная стойкость (общая и расслаивающая коррозия) остаются на том же уровне, что и у лопаток без виброобработки.

Таким образом, полученные результаты не только подтверждают эффективность виброударной обработки и методики определения режимов, но и доказывают необходимость точного определения и контроля режимов снятия остаточных напряжений.

Исследование и оптимизация процесса изотермической штамповки заготовок лопаток ГТД из сплава ВТ3-1. Практика показывает, что часто детали из сплава ВТ3-1 в первые дни хранения претерпевают значительные деформации. Для повышения размерной стабильности лопаток исследовали процесс изотермической штамповки заготовок длиной до 120 мм.

На основании анализа и предварительных экспериментов были выявлены пять основных параметров, оказывающих наибольшее влияние на размерную стабильность лопаток: длительность отжига τ, температура нагрева под калибровку $T_н$, температура термостата $T_т$, скорость охлаждения лопатки после отжига v и температура калибровки $T_к$. Параметры процесса деформирования и температура отжига материала оставались неизменными в соответствии с серийным ТП.

Неполную квадратичную модель ТП строили на основе дробного факторного эксперимента 2^{5-2}. Поскольку повышение размерной стабильности материала связано с уменьшением ОН, то в качестве критерия оптимизации использовали значение $K_{ср} \to \min$. После проверки на адекватность была получена следующая зависимость:

$$K_{ср} = 10^{-8}(347 - 2{,}3596\tau - 0{,}43097T_н - 0{,}5298T_т + \\ + 0{,}0341v + 0{,}0272T_к + 0{,}00289\tau T_н + 0{,}0006129T_н T_т). \quad (4)$$

В серийном ТП τ = 30 мин, $T_н$ = 900 °С, $T_т$ = 550 °С, v = 140 К/мин, $T_к$ = 900 °С. Этим значениям соответствует $K_{ср} = 7{,}6 \cdot 10^{-8}$ К$^{-2}$ (при $K_α = 0{,}3 \cdot 10^{-8}$ К$^{-2}$), что свидетельствует о неоптимальности ТП.

Поиск параметров, соответствующих $K_{ср} \to \min$, осуществляли методом наибольших градиентов. В результате были получены следующие оптимальные значения: τ = 25 мин, $T_н$ = 930 °С, $T_т$ = 450 °С, v = = 60 К/мин, $T_к$ = 800 °С.

В соответствии с (4) для опытного режима получено значение $K_{ср} = 2{,}5 \cdot 10^{-8}$ К$^{-2}$, что в 3 раза меньше по сравнению с серийным режимом. По опытной технологии было изготовлено 16 лопаток, характеристики которых сравнивали с характеристиками контрольных лопаток, изготовленных по серийной технологии. Исследования механических свойств и микроструктуры материала показали, что у материала опытных ло-

паток незначительно увеличился предел прочности $\sigma_в$, остальные характеристики остались практически одинаковыми.

Исследование размерной стабильности лопаток осуществлялось на электронно-измерительной машине "INSPECTOR" с точностью 0,002 мм. Лопатки фиксировали по двум точкам в замковой части и одной точке в концевой части пера. Это позволило исследовать наибольшие деформации прогиба в середине пера лопатки и разворот ее концевого поперечного сечения относительно замка – изменение закрутки. Измерения проводили последовательно в течение одиннадцати суток после изготовления (штамповки) заготовок.

Результаты измерений, показанные на рис. 6, соответствуют экспоненциальному закону изменения деформаций лопаток во времени и свидетельствуют об уменьшении прогибов и углов разворота поперечных сечений опытных лопаток по сравнению с контрольными в 3 раза.

Таким образом, полученные результаты подтверждают эффективность применения ЭНТХ для разработки неразрушающих методов контроля остаточного напряженного состояния материала и методик совершенствования и оптимизации различных технологических процессов.

В заключение отметим, что на основе ЭНТХ разработаны способы: определения степени неупругости материала [5], определения внутренних напряжений в материалах [6], настройки технологического процесса [7] и контроля качества стабилизации механических свойств и размеров деталей [8].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Букатый С.А.** Неразрушающий контроль внутренних напряжений и размерной стабильности материала лопаток ГТД // Авиационная промышленность. 1989. № 4. С. 21–22.

2. **Букатый С.А.** Система контроля стабильности размеров материалов и деталей // Датчики и системы. 2001. № 11(30). С. 41–44.

3. **Букатый С.А., Малышев В.А., Радчик И.С.** Сплайн-аппроксимация экспериментальных данных в неразрушающем контроле размерной стабильности материалов и деталей // Теплофизика технологических процессов: Тез. докл. IX Российской науч.-техн. конф.: в 2 ч. / под ред. В.Ф. Безъязычного. Рыбинск: РГАТА, 1996. Ч. I. С. 96–97.

4. **Букатый С.А.** Стабилизация размеров и формы деталей ГТД виброударным методом // Международная науч.-техн. конф., посвященная памяти генерального конструктора аэрокосмической техники академика Н.Д. Кузнецова: Доклады. Ч. 1. Самара. 2001. С. 47–50.

5. **А.с. 896481 СССР, МКИ^3 G01N 3/00.** Способ определения степени неупругости материала / П.К. Янышев, С.А. Букатый (СССР). Опубл. 07.01.82. Бюл. № 1.

6. **А.с. 1157427 А СССР, МКИ^3 G01N 25/16.** Способ определения внутренних напряжений в материалах / С.А. Букатый (СССР). Опубл. 23.05.85. Бюл. № 19.

7. **А.с. 1238893 СССР, МКИ^3 G01N 1/00.** Способ настройки технологического процесса / С.А. Букатый, Б.Н. Леонов, И.В. Семенченко, П.К. Янышев (СССР). Опубл. 23.06.86. Бюл. № 23.

8. **А.с. 1259143 СССР, МКИ^3 G01N 3/32.** Способ контроля качества стабилизации механических свойств и размеров деталей и устройство для его осуществления / С.А. Букатый, Б.Н. Леонов, И.В. Семенченко, П.К. Янышев (СССР). Опубл. 23.09.86. Бюл. № 35.

Станислав Алексеевич Букатый, д-р техн. наук

Боровский Г.В., Григорьев С.Н., Маслов А.Р.
Справочник инструментальщика. Под общ. ред. А.Р. Маслова.
2-е изд., 2007. – 464 с., тв. пер., 60×88 1/16
ISBN 978-5-217-03389-8
Цена с НДС 363 руб.

Помещены справочные данные, необходимые для конструирования и рациональной эксплуатации режущего и абразивно-алмазного инструмента. Приведены сведения о современных инструментальных материалах, режущих и вспомогательных инструментах, в том числе об инструментальной оснастке станков с ЧПУ, методах модификации рабочих поверхностей инструмента, режимах термообработки, методах затачивания, контроля, маркировки, консервации и упаковки инструмента.

Предназначен для инженеров-конструкторов и технологов машиностроения, может быть полезен студентам технических университетов, обучающихся по специальности "Технология машиностроения, металлообрабатывающие станки и инструменты".

Приобрести книгу можно непосредственно в издательстве "Машиностроение", прислав заявку в отдел подписки, маркетинга и рекламы по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru; по почте: 107076, Москва, Стромынский пер., 4. ООО "Издательство Машиностроение".
Справки по тел. (499) 269-66-00.
http://www.mashin.ru

Н.С. Арсентьева, Е.А. Казанцев, Л.М. Железняк, О.Н. Дашкевич, А.В. Миллер, О.Л. Глухова *(ОАО "Каменск-Уральский завод ОЦМ", Уральский государственный технический университет – УПИ)*

Коллекторные профили для электромашиностроения

Разработан и осуществлен комплекс технологических приемов получения высококачественных профилей для тяговых двигателей и генераторов локомотивов подвижного состава ОАО "РЖД".

The complex of technological methods while producing of high-quality profiles for traction motors and generators of carriage rolling equipment locomotives of JSC "RZhD" is designed and carried.

Ключевые слова: коллекторные профили из электротехнических бронз; выполнение строгих требований к профилям для электромашиностроения; комплекс технологических приемов; медносеребряный сплав и кривые его деформационного упрочнения.

Key words: collector profiles from electro technical bronzes; carrying-out of stric requirements; complex of technological methods; copper-silver alloy its strain stringthening curves.

Одним из полуфабрикатов для изготовления электродвигателей и генераторов служат коллекторные полосы с профилем трапециевидного сечения (рис. 1). Из этих полос вырубкой получают основные детали коллектора – ламели. Согласно существующим нормативам размеры и угол сечения коллекторных полос не стандартизованы, и выбор требуемого профиля в целях достижения надлежащих служебных электрических параметров основан на результатах расчетов, что приводит к расширению сортамента полос (в настоящее время более 1,5 тыс. позиций).

В составе коллектора – несколько десятков или даже сотен ламелей и такое же количество изолирующих миканитовых пластин, что требует строгого соблюдения толщины и угла профиля ламелей, иначе получение плотного, качественного коллектора невозможно, несмотря на горячую опрессовку и динамическую формовку коллектора в процессе его сборки (усадка миканитовых прокладок при этом составляет 2...3 %).

Материал, из которого выполнены пластины коллектора, испытывающего при эксплуатации действие ряда факторов механической и электрической природы, должен обладать:

– достаточной твердостью, чтобы оказывать сопротивление механическому истиранию;

– повышенными в сравнении с медью температурой разупрочнения, порогом рекристаллизации и длительной прочностью;

– высокой крипоустойчивостью (ползучестью под нагрузкой), важной при горячей формовке коллектора и особенно необходимой для машин, работающих при температурах 180...200 °С.

Полный комплекс вышеуказанных свойств обеспечить трудно, выходом из положения является обычно компромисс, однако при этом срок надежной службы коллектора ставится в зависимость от соответствия выбора сплава конкретным условиям работы. Основные сплавы, из которых изготовляют коллекторные полосы – это электротехнические кадмиевая (марки БрКд1) и магниевая (марки БрМг0,3) бронзы, при этом потребители, как правило, отдают предпочтение первой, хотя экологическая вредность кадмия и его соединений хорошо известна. Такой выбор связан с определенными преимуществами кадмиевой бронзы. Коллекторные профили из этой бронзы должны отвечать требованиям ГОСТ 4134–75: твердость не менее 95 НВ; серповидность не более 4 мм на 1 м длины; продольные выступы и риски на основаниях профиля *a* и *b* высотой не более 0,4 мм; толщина стороны $b \geq 3$ мм при высоте профиля $h > 105$ мм; классы точности: нормальный (4-й), повышенный (3а), высокий (3-й).

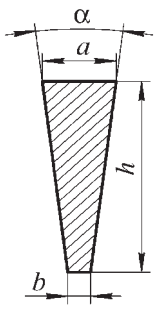


Рис. 1. Форма поперечного сечения коллекторного профиля

Требования стандарта по точности, геометрии и твердости профилей из бронзы БрКд1 довольно жесткие; введение кадмия в медь (в виде легирующей добавки до 1 %) незначительно снижает электротехнические свойства сплава в сравнении с другими элементами: в частности его электропроводность составляет 87...88 % от электропроводности меди, и это, безусловно, высокий показатель.

Требования стандарта, касающиеся качества коллекторных профилей, являются явно недостаточными для условий эксплуатации электрических машин наиболее ответственного назначения – это относится, например, к тяговым двигателям и генераторам локомотивов подвижного состава РЖД. Базируясь на результатах лабораторно-производственных исследований и используя прогрессивные технические и технологические решения, заводом произведены промышленные партии коллекторных профилей, соответствующие требованиям нормативного документа: твердость не менее 100 НВ; серповидность не более 1,5 мм на 1 м длины; продольные выступы и риски на основаниях профиля высотой не более 0,2 мм; толщина стороны $b \geq 2$ мм во всем диапазоне высоты профиля; класс точности 3-й. Такие высокие результаты были достигнуты путем применения нижеследующих приемов.

1. Повышение твердости коллекторных полос реализовано за счет увеличения коэффициента обжатия по толщине μ в чистовом проходе волочения. Здесь возникает проблема обеспечения постоянства этого коэффициента по всей высоте сечения, порожденная преднамеренно предусмотренной бочкообразностью канала прессовой матрицы порядка 0,5...0,6 мм на сторону как способ компенсации "заплывания" канала. Поэтому значительная часть партий горячепрессованной заготовки имеет бочкообразный профиль, что приводит к нарушению постоянства коэффициента, прослеживаемому вплоть до чистового прохода волочения.

При назначении коэффициента μ было учтено, что если он будет ниже установленного минимума, то не будет достигнута требуемая твердость по Бринеллю; при слишком высоких значениях μ повышается вероятность обрывов при волочении, кроме того, вследствие снижения пластичности готовой коллекторной полосы ухудшаются условия ее последующей обработки.

2. Отсутствие отклонения от прямолинейности по высоте полосы трапециевидного сечения (серповидности) получают при достижении равенства $\mu_a = \mu_b$, особенно строго соблюдаемого в чистовом проходе и трудно реализуемого при ранее действовавшей технологии по следующим причинам:

– вынужденной бочкообразности сечения горячепрессованной заготовки;

– значительного допуска по толщине горячепрессованной заготовки, составляющего (при *a* и *b* от 5 до 10 мм) ±0,7 мм;

– интенсивного и неравномерного износа рабочего канала волок, используемых не менее чем для 3–4 протяжек заготовки в целях получения готового профиля;

– сложностей обработки (шлифовки, доводки, полировки) волочильного канала при использовании в качестве материала волок твердого сплава (обычно марки ВК8).

Предусматриваемая при изготовлении двояковыпуклая форма канала прессовой матрицы наряду с повышением ее стойкости приводит к бочкообразности сечения заготовки, которая негативно влияет на распределение обжатия по высоте профиля, вызывает нарушение равенства $\mu_a = \mu_b$ и порождает серповидность как промежуточных заготовок (что не столь болезненно), так и чистового профиля (что недопустимо). Вероятно, эти факторы и явились причиной назначения весьма значительной нормы стандарта, касающейся серповидности, – 4 мм на 1 м длины. Существенное снижение серповидности выпускаемых коллекторных полос (с 4 до 1,5 мм) было реализовано следующим образом.

Во-первых, вместо прежнего метода изготовления каналов матриц из стали 3Х2В8, путем электроискрового прожигания медным или углеграфитовым электродом и дальнейшей ручной доводки применили способ электроэрозионного вырезания с использованием в качестве расходуемого электрода латунной проволоки диаметром 0,2 мм. Это настолько повысило размерную точность и качество поверхности каналов, что матрицы без дополнительной обработки поступают непосредственно на прессовый участок, а волокам требуется минимальная доводка.

Во-вторых, в качестве материала матриц использовали сплав на основе никеля – нимоник, значительно более термостойкий по сравнению со сталью и не проявляющий склонности к "заплыванию" после некоторого наработанного ресурса.

В-третьих, при волочении использовали составные волоки с твердосплавными рабочими вкладышами, параметры которых при необходимости корректируются посредством их обработки на плоскошлифовальном станке.

3. С-образные рабочие вкладыши составной волоки для волочения коллекторных полос плотно прижаты друг к другу внутри жесткой стальной обоймы по шлифованным контактным поверхностям с помощью клиньев и винтов, что гарантирует отсутствие выступов и рисок на основаниях профиля. Однако в реальных производственных условиях нельзя полностью исключить отрицательное воздействие ряда обстоятельств: износа вкладышей под действием высоких распорных усилий, направленных нормально к плоскости деформационной зоны канала волоки, недостаточной подачи смазки или снижения ее качества, попадания в канал окалины и загрязнений, вибрации тянущего устройства волочильного стана и др. Это может привести к возникновению зазора в плоскостях контакта вкладышей и, следовательно, к появлению продольных выступов и рисок, но они не более 0,2 мм в отличие от ГОСТ 4134–75, в котором их величина составляет 0,4 мм.

4. Наименьшая толщина основания профиля, согласно ГОСТ 4134–75, должна составлять 3 мм из-за технологических трудностей получения тонких профилей. Однако в целях достижения высоких служебных свойств машин ответственного назначения современным электромашиностроением востребованы коллекторные полосы с толщиной тонкого основания профиля, равной 2 мм. Благодаря вышеописанным технологическим приемам завод выполнил это условие.

Параметры полученных холоднотянутых коллекторных профилей отвечают требованиям потребителя в соответствии с нормативами ТУ, а именно: твердость по Бринеллю 104 НВ, серповидность 1,2 мм на 1 м длины; отсутствие продольных выступов и рисок на основаниях профиля; толщина тонкого основания профиля равна 2,43 мм; предельные отклонения по толщине профиля, проверку которых проводили при помощи шаблона и щупа, соответствуют высокому (3-му) классу точности изготовления (не более – 0,025 мм).

В последнее время одним из альтернативных по отношению к кадмиевой бронзе электротехнических сплавов, не уступающих ей по служебным свойствам, но превосходящих ее по экологическим и другим показателям, является сплав меди с серебром марки МС 0,1. Согласно действующему ТУ, холоднодеформированные коллекторные профили из сплава МС 0,1, испытанные при температуре 20 °С, должны иметь: $\sigma_в \geq 294$ МПа, НВ ≥ 95, $\delta_5 \geq 5$ %; после нагревания профилей до температуры 300 °С $\sigma_в$, НВ и δ_5 должны быть не менее 274 МПа, 90 и 7 % соответственно; при этом удельное электросопротивление $\rho \geq 0{,}0185$ Ом·мм^2/м [1].

Высокие требования к механическим характеристикам коллекторных полос объясняются тем, что как при рабочих режимах, так и при сборке коллектора он подвергается значительным механическим нагрузкам и многократным циклам нагрева-охлаждения [6, 7]:

– при запрессовке в монтажном приспособлении коллекторных и миканитовых пластин коллектор дважды нагревают до температуры 180...200 °С;

– после механической обработки коллектора в сборе его снова дважды нагревают до температуры 150...160 °С и вновь подпрессовывают;

– далее коллектор дважды подвергают разгону при испытательной скорости вращения ($n = 1{,}25n_{max}$) с одновременным нагревом до 130...150 °С;

– в случае использования якорей с кремнийорганической изоляцией применяемая в процессе формовки температура составляет 180...200 °С;

– наконец, при пайке в ванне с расплавом припоя выступающие части коллектора (петушки) сильно разогреваются.

Вместе с тем при тяжелых условиях нагружения указанного уровня электропроводности оказывается недостаточно, и потребители выставляют дополнительные условия по снижению электросопротивления материала коллекторной полосы при соблюдении уровня механических свойств согласно ТУ. Например, такие требования характерны для ОАО "Силовые машины" (г. Санкт-Петербург), выпускающего электрические машины с ламелями из сплава МС 0,1. Коллекторные профили из сплава МС 0,1 должны удовлетворять двум противоречивым требованиям: с одной стороны, иметь высокие значения предела прочности и твердости (в том числе при температурах до 300 °С), достигаемые, наряду с холодной нагартовкой, увеличением содержания примесей в сплаве (разумеется, в допустимых пределах), а с другой стороны, – должны обладать повышенной электропроводностью, обеспечиваемой снижением количественных показателей примесных элементов.

Из анализа существующей информации следует вывод о весьма жестких требованиях по общей сумме примесей, предъявляемых как российскими [2], так и зарубежными нормативными документами (табл. 1), в частности германским стандартом DIN 17666 – не более 0,05 % мас.

С учетом вышеперечисленных особенностей формовки и условий работы коллектора, а также для достижения стабильно высоких эксплуатационных характеристик электромашин следует более полно реализовывать физико-механические свойства сплава при соблюдении ограничения в нем общей суммы примесей.

1. Химический состав сплава МС 0,1 и меди М0к, % мас., не более

Элементы	Сплав МС 0,1		Медь М0к по ГОСТ 859–2001
	ТУ 48-21-137–88	DIN 17666	
Ag	0,08...0,12	0,08...0,12	0,002
Bi	0,001	–	0,0005
Sb	0,002	–	0,001
As	0,002	–	0,001
Fe	0,004	–	0,001
Ni	0,002	–	0,001
Pb	0,004	–	0,002
Sn	0,002	–	0,001
S	0,004	–	0,002
O_2	0,0035	–	0,015
Zn	0,004	–	0,001
P	0,002	–	0,001
Cu	Остальное	Остальное	99,97
Сумма примесей	0,05	0,05	0,03

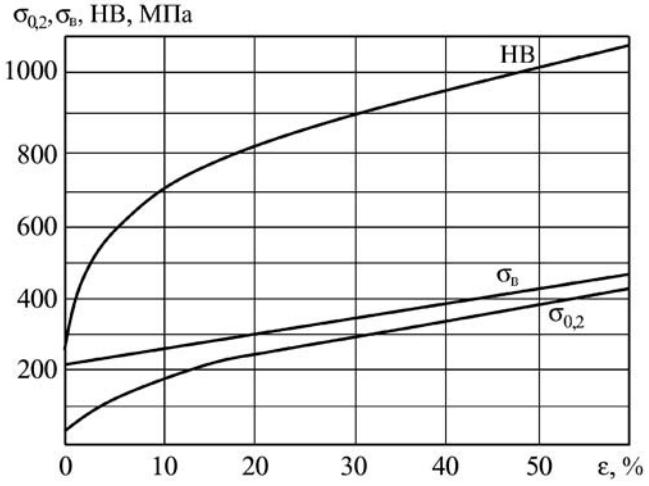


Рис. 2. Прочностные характеристики сплава МС 0,1 в зависимости от степени холодной деформации

1. При отсутствии систематизированных библиографических сведений по ряду характеристик сплава и для получения расширенной информации о зависимости его свойств от температурно-деформационных параметров было проведено исследование, задачами которого являлось изучение влияния:

– относительного обжатия ε на прочностные ($\sigma_в$, $\sigma_{0,2}$, НВ) и пластические (δ_5, δ_{10}) характеристики сплава в целях последующего использования полученных зависимостей в заводской практике при расчетах режима обжатий при волочении (рис. 2 и 3);

– относительного обжатия и температуры рекристаллизационного отжига на размеры зерна при фиксированном (45 мин) времени выдержки (табл. 2) для назначения режимов отжига, обеспечивающих получение требуемой структуры.

2. При подготовке к изготовлению промышленных партий коллекторных полос из сплава МС 0,1 было замечено, что увеличение содержания одних примесных элементов и снижение содержания других приводит к толерантной ком-

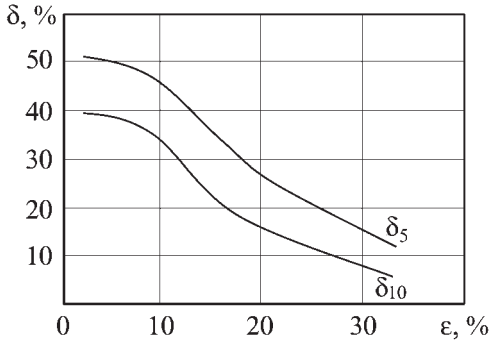


Рис. 3. Влияние степени холодной деформации на относительное удлинение сплава МС 0,1

2. Влияние относительного обжатия ε и температуры отжига *T* на размер зерна (выдержка 45 мин)

Относительное обжатие ε, %	Средний размер зерна, мм, при *T*, °С			
	670	720	770	820
4,0	0,073	0,071	0,075	0,077
11,5	0,057	0,068	0,071	0,071
19,3	0,05	0,064	0,067	0,069
26,4	0,047	0,06	0,063	0,064
33,3	0,04	0,057	0,06	0,063

пенсации их влияния на свойства сплава и приближению его состава, с точки зрения сочетания механических и электротехнических характеристик, к оптимальному.

Повышение электропроводности материала коллекторных полос было достигнуто на заводе соблюдением строго установленного регламента плавки и разливки, причем в отличие от известной технологии (осуществленной, например, на Балхашском заводе ОЦМ, Казахстан), предусматривающей при выплавке сплава МС 0,1 применение специального литейно-плавильного агрегата с использованием в качестве защитной среды генераторного газа, в ОАО "КУЗОЦМ" сплав МС 0,1 повышенной электропроводности выплавлен на типовой печи ИЛК 1,6.

На основании лабораторного исследования и библиографического поиска провели анализ влияния примесей на физико-механические свойства сплава, который показал, что наиболее существенно прочностные и пластические свойства, в том числе при повышенных до 300 °С температурах, возрастают при введении в медносеребряные сплавы никеля, алюминия и марганца. Поскольку содержание алюминия и марганца в катодной меди, используемой в качестве основы для приготовления сплава МС 0,1, очень мало, то основным элементом, существенно повышающим эксплуатационные характеристики изделий, следует признать никель. Увеличенное содержание железа, как показала практика, не снижает электропроводность, но в комплексе с другими примесями повышает прочностные свойства полуфабрикатов. Что касается сбалансированного соотношения таких примесных элементов, как кислород и фосфор, а также снижения содержания висмута, свинца и серы, то это направление оптимизации состава сплава также продиктовано практическими соображениями.

При производстве коллекторных трапециевидных профилей из сплава МС 0,1 размером 2,05×3,70×92 мм и 2,11×4,34×102 мм их механические и электротехнические свойства в состоянии поставки полностью отвечали требованиям потребителя и нормативам ТУ, а именно: $\sigma_в$ = = 327...334 МПа; δ_5 = 8,3 %, δ_{10} = 4,5 %; твердость 95,5...98 НВ; ρ = 0,01742 Ом·мм²/м.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **ТУ 16-501.033–87.** Профили трапецеидальной формы для пластин коллекторов электротехнических машин.

2. **ТУ 48-21-137–76.** Слитки медные, легированные серебром. 1988.

Наталья Сергеевна Арсентьева, гл. инженер;
Евгений Анатольевич Казанцев, зам. гл. металлурга;
Лев Моисеевич Железняк, канд. техн. наук;
Олег Николаевич Дашкевич, начальник цеха;
Александр Витальевич Миллер, зам. начальника цеха;
Ольга Леонидовна Глухова, студентка

В.А. Довыденков *(ООО "Наномет", г. Йошкар-Ола)*

Вязкость композиций порошок–связующее, в которых твердая фаза состоит из нескольких компонентов различной дисперсности

На основе разработанной модели получены аналитические выражения для расчета вязкости композиций, предназначенных для литья. Выполнены расчеты вязкости композиций, в которых твердая фаза состоит из частиц порошка различной дисперсности.

Analytical expressions for viscosity calculation of the compositions intended for moulding are received on the basis of the developed model. Calculations of compositions viscosity in which the solid phase consists of powder particles of different dispersivity are executed.

Ключевые слова: вязкость; композиция; порошок–связующее; двухкомпонентный наполнитель.

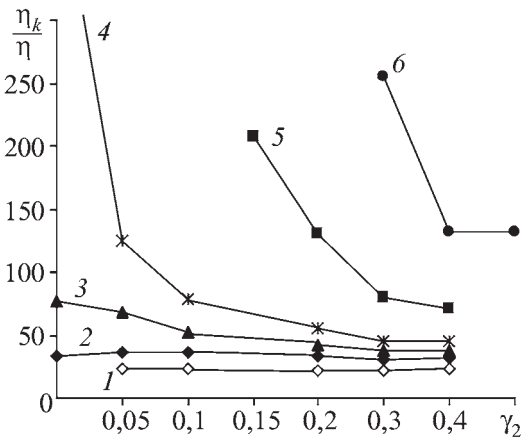
Key words: viscosity; composition; powder–binding; two-component filler.

В работе [1] показано, что динамическая вязкость композиций порошок–связующее можно рассчитать по следующему выражению:

$$\eta_k = \frac{A\eta}{1-\left(\frac{\gamma}{\gamma_k}\right)^{\frac{1}{3}}}, \qquad (1)$$

где η_k – вязкость композиции; η – вязкость связующего; γ – объемное содержание твердой фазы; γ_k – критическое объемное содержание твердой фазы, при котором вязкость композиции стремится к бесконечности; *A* – коэффициент, определяемый экспериментально.

Для композиций, в которых твердая фаза состоит из сферических частиц одинакового диаметра, величина γ_k = 0,605, а величина *A* = 1.



Зависимость величины $\frac{\eta_k}{\eta}$ от γ_2 при различной степени наполнения:
1 – 0,5; *2* – 0,55; *3* – 0,58; *4* – 0,6; *5* – 0,65; *6* – 0,7

Представляет интерес, как будет изменяться вязкость композиций, наполненных сферическими частицами двух различных диаметров. Причем частицы одного наполнителя, назовем его первым, имеют диаметр значительно больше, чем диаметр второго наполнителя. В этом случае систему связующее–второй наполнитель можно рассматривать как новое связующее, имеющее определенную вязкость, которую можно рассчитать по выражению (1), а выражение для вязкости двухкомпонентной композиции принимает вид:

$$\eta_k = \left[\frac{1}{1-\left(\frac{\gamma_1}{0{,}605}\right)^{\frac{1}{3}}}\right]\left[\frac{1}{1-\left(\frac{\gamma_2}{0{,}605}\right)^{\frac{1}{3}}}\right]\eta,$$

где γ_1 – объемная доля первого наполнителя в композиции в целом; γ_2 – объемная доля второго наполнителя в системе связующее–второй наполнитель.

Общая объемная доля твердой фазы в композиции $\gamma = \gamma_1 + \gamma_2(1 - \gamma_1)$.

На рисунке приведены расчетные зависимости относительной вязкости $\frac{\eta_k}{\eta}$ от величины γ_2 при различной степени наполнения при установившемся режиме. Из рисунка следует, что при относительно малых степенях наполнения (γ = 0,5...0,55) добавление второго высокодисперсного компонента вместо части основного компонента приводит к небольшому росту вязкости.

Принципиально другой результат получили для высоконаполненных композиций γ = 0,6...0,7. Добавление второго высокодисперсного компонента взамен части основного существенно снижает вязкость композиций. Функция $\frac{\eta_k}{\eta} = f(\gamma_1, \gamma_2, \gamma)$ при заданной величине γ имеет минимум при определенных значениях γ_1 и γ_2. Таким образом, открываются дополнительные возможности оптимизации вязкости высоконаполненных композиций.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Довыденков В.А.** Модель для расчета вязкости многокомпонентных металлополимерных композиций // Новые материалы и изделия из металлических порошков. Технология. Производство. Применение. (ТПП-ПМ 2008): мат. докладов 2-го междунар. науч.-практического семинара. 17–19 июня 2008 г., Йошкар-Ола. 2008. С. 123–127.

Владислав Андреевич Довыденков, канд. техн. наук

Î Î Î "Èçäàò åëüñò âî Ì àø èí î ñò ðî åí èå" ï ðî äî ëæàåò ï î äï èñêó í à æóðí àë

«Заготовительные производства в машиностроении»

- **Áåç ï î÷òîâûõ íàöåíîê**
- Çà íàëè÷íûé è áåçíàëè÷íûé ðàñ÷åò
- Ñ ëþáîãî íîìåðà è íà ëþáîé ñðîê

Ïðèñûëàéòå çàêàç è îáðàùàéòåñü çà äîïîëíèòåëüíîé èíôîðìàöèåé â îòäåë ïðîäàæ, ìàðêåòèíãà è ðåêëàìû:

107076, ã. Ìîñêâà, Ñòðîìûíñêèé ïåð., ä. 4,
òåë.: (499) 269-66-00, 269-52-98,
ôàêñ (499) 269-48-97, e-mail: realiz@mashin.ru, www.mashin.ru

Поздравляем!

Николая Фомича Шпунькина,

êàíäèäàòà òåõíè÷åñêèõ íàóê, ïðîôåññîðà

с 60-летием

Íèêîëàé Ôîìè÷ Øïóíüêèí ðîäèëñÿ 23 îêòÿáðÿ 1948 ã. â Ìîæàéñêîì ðàéîíå Ìîñêîâñêîé îáë. Ïîñëå îêîí÷àíèÿ ñðåäíåé øêîëû â 1966 ã. Íèêîëàé Ôîìè÷ ïîñòóïèë â Ìîñêîâñêèé àâòîìîáèëüíî-äîðîæíûé èíñòèòóò (ÌÀÌÈ), êîòîðûé îêî í÷èë â 1971 ã. ïî ñïåöèàëüíîñòè "Ìàøèíû è òåõíîëîãèÿ îáðàáîòêè ìåòàëëîâ äàâëåíèåì". Ïîñëå îêî í÷àíèÿ èíñòèòóòà ðàáîòàë â äîëæíîñòè èíæåíåðà-êî íñòðóêòîðà â ÊÁ øòàìïîâ Ìûòèùèíñêîãî ìàøèíîñòðîåíèåëüíîãî çàâîäà. Ñ 1975 ã. ðàáîòàåò â ÌÀÌÈ, çàíèìàÿ äîëæíîñòè ñòàðøåãî è âåäóùåãî èíæåíåðà, ñòàðøåãî íàó÷íîãî ñîòðóäíèêà íà êàôåäðå ÌèÒÎ ÌÄ, è çàòåì – àñïèðàíòà, ñòàðøåãî ïðåïîäàâàòåëÿ è äîöåíòà íà êàôåäðå "Íà÷ðòàòåëüíàÿ ãåî ìåòðèÿ è ÷ðå÷åíèå". Â 1981 ã. çàùèòèë êàíäèäàòñêóþ äèññåðòàöèþ. Ñ 1993 ã. ðàáîòàåò äîöåíòîì, à çàòåì ïðîôåññîðîì íà êàôåäðå "Ìàøèíû è òåõíîëîãèÿ îáðàáîòêè ìåòàëëîâ äàâëåíèåì", ñ 1997 ã. ÿâëÿåòñÿ çàâåäóþùèì ýòîé êàôåäðû, êîòîðàÿ ñòàëà íàçûâàòüñÿ "Êóçíåñòðîåíèå è îáðàáîòêà äàâëåíèåì".

Çà ðàçðàáîòêó ïðîãðåññèâíûõ ìàëîòîõîäíûõ òåõíîëîãèé ëèñòîâîé øòàìïîâêè è âíåäðåíèå èõ â ïðîèçâîäñòâî Í.Ô. Øïóíüêèíó â 1986 ã. áûëà ïðèñóæäåíà ïðåìèÿ Ñîâåòà Ìèíèñòðîâ ÑÑÑÐ â îáëàñòè íàóêè è òåõíèêè.

Í.Ô. Øïóíüêèíû îïóáëèêîâàí 101 íàó÷íûé òðóä, âêëþ÷àÿ 23 àâòîðñêèõ ñâèäåòåëüñòâà è ïàòåíòà íà èçîáðåòåíèÿ. Çà ïîñëåäíèå 5 ëåò Íèêîëàé Ôîìè÷ îïóáëèêîâàë äâå ìîíîãðàôèè, äâà ó÷åáíèêà è òðè ó÷åáíûõ ïîñîáèÿ.

Í.Ô. Øïóíüêèí ÿâëÿåòñÿ ÷ëåí-êîððåñïîíäåíòîì Ðîññèéñêîé àêàäåìèè ïðîáëåì êà÷åñòâà, ÷ëåíîì Àññîöèàöèè àâòîìîáèëüíûõ èíæåíåðîâ Ðîññèè. Î íóäîñòîåí äèïëîìà, çîëîòîé è òðåõ áðîíçîâûõ ìåäàëåé ÂÄÍÕ ÑÑÑÐ, ñåðåáðÿíîé ìåäàëè Ìåæäóíàðîäíîé âêàäåìèè àâòîðîâ íàó÷íûõ îòêðûòèé è èçîáðåòåíèé "Çà çàñëóãè â äåëå èçîáðåòàòåëüñòâà", ìåäàëè "Â ïàìÿòü 850-ëåòèÿ Ìîñêâû", íàãðàæäåí Ïî÷åòíûì èãðàìîòàìè Ìèíàâòîïðîìà è Ìèíèñòåðñòâà îáðàçîâàíèÿ ÐÔ, çàíåñåí â Êíèãó Ïî÷åòà ÌÃÒÓ "ÌÀÌÈ".

Â 2007 ã. Í.Ô. Øïóíüêèíû ñîçäàíà íîâàÿ êàôåäðà "Ìîëîäåæíîå êîíñòðóêòîðñêîå áþðî", ãäå ñòóäåíòû è àñïèðàíòû ïîä ðóêîâîäñòâîì ìîëîäûõ ïðåïîäàâàòåëåé êàôåäðû çàíèìàþòñÿ ñîçäàíèåì òðåõìåðíûõ êîìïüþòåðíûõ ìîäåëåé ðàçëè÷íûõ èçäåëèé ïî çàêàçàì ïðîìûøëåííûõ ïðåäïðèÿòèé. Í.Ô. Øïóíüêèí â 2005 è 2008 ãã. îòêðûë äâå êàáîðàòîðèè îáðàáîòêè ìåòàëëîâ äàâëåíèåì â Ó÷åáíî-íàó÷íî-òåõíè÷åñêîì öåíòðå ÌÀÌÈ â ã. Èâàíîâåâêà.

Коллектив МГТУ "МАМИ" и редакция нашего журнала поздравляют Николая Фомича Шпунькина с юбилеем! Желаем крепкого здоровья, творческих успехов на благо России!

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромынский пер., 4
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". **E-mail: zpm@mashin.ru**
Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 268-36-54, 268-69-19. **http://www.mashin.ru**
Дизайнер *Подживотов К.Ю.* Технический редактор *Жиркина С.А.* Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 03.12.08 г. Подписано в печать 30.01.09 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 6,86. Уч.-изд. л. 8,47. Заказ 81. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Подольская Периодика". 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15.